

UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" TIMIȘOARA

FACULTATEA DE MECANICĂ

ING. LUPINCA CINCĂ - IONEL

**STUDII TEORETICE ȘI EXPERIMENTALE PRIVIND CREȘTEREA  
PROPRIETĂȚILOR FONTELOR HIPOEUTECTICE DE ÎNALTĂ  
CALITATE ELABORATE ÎN CUPTOARE ELECTRICE  
( PRIMAR ȘI SECUNDAR )**

- TEZĂ DE DOCTORAT -

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC  
PROF. DR. ING. ION SPOREA

BIBLIOTECA CENTRALĂ  
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA

TIMIȘOARA  
- 1997 -

## INTRODUCERE

Lucrarea " Studii teoretice și experimentale privind creșterea proprietăților fontelor hipoeutectice de înaltă calitate elaborate în cuptoare electrice ( primar și secundar ) " se dorește de la început să rezolve o situație de moment , extrem de de grea , legată de penuria de energie și materii prime destinate produselor metalurgice , pieselor turnate din fonte de calitate .

O mare problemă a viitorului o va constitui abilitatea producției de piese turnate de a câștiga " competiția " cu alte materiale și tehnologii de procesare . Acest aspect este fără dubii , mult mai important decât competiția internațională între turnătorii .

Această hotărâre a fost condiționată de cele două aspecte majore din situația socio-economică de la noi, datorate trecerii la economia de piață. Este vorba , în primul rând, de:

a. - Oprirea funcționării furnalelor ( totală sau parțială ) din țara noastră , în principal furnalele de la Vlăhija și Călan , furnale ce elaborau fonte cenușii de turnătorie de tipul FK și FL;

b. - Mutările de ordin tehnologic constatate pe plan mondial , în ultimele două decenii , în fabricația de piese turnate . Astfel , marile firme au trecut la reutilizarea turnătorilor prin înlocuirea tradiționalelor cubilouri cu cuptoare electrice cu inducție cu posibilități tehnice evident superioare . Această mutație a fost o necesitate ca urmare a faptului că materiile prime de calitate superioară nu au mai putut fi asigurate la nivelurile crescânde din ultimele două decenii . Fontele brute produse în furnale mici , care foloseau minereuri de calitate superioară și mangal de bocșă sau din lemn de eucalipt , nu se mai produc decât în cantități mici .

c. - Constatarea ( bazată pe faptul că piesele turnate din fontă reprezintă 10...15 % din volumul producției de fontă , 60...90 % din greutatea produselor finite , 20...30 % din valoarea produsului finit și că din totalul producției de piese turnate , fonta reprezintă 72,6%, oțelul 22,6 % și neferoasele 3,0 % ) faptului că metalurgia din România , prin baza ei materială și umană existentă , poate să aibă un rol important în scenariul de dezvoltare al economiei naționale în situația în care prin " restructurare / modernizare se reușește etapă de etapă păstrarea unui echilibru dinamic al factorilor ce determină piața de desfacere a produselor metalurgice și evident , există înțelegerea de fond , la toate nivelurile , că menținerea în piață , deci , viabilitatea întreprinderii ( tehnologiei ) depinde în primul rând de managementul întreprinderii respective " .

Trebuie subliniat faptul că unii " specialiști " ce consideră că industria metalurgică nu mai poate prezenta interes , fac o gravă confuzie între " istoria " unei clase de materiale cu istorie industriei propriu - zise . Așa cum se arată că orice material ( clasă de materiale ) parcurge un ciclu caracteristic ( ascendent , descendent ) și că după maturizare scade importanța pentru o anumită clasă de materiale , dar nu și a industriei în care se produce . De aceea , menținerea în piață și dezvoltarea este rezultanta firească a " înprospătării " permanente a ofertei , condiție fundamentală a oricărei dezvoltări economice , evident inclusiv a sectorului metalurgic .

Astăzi , în condițiile unei economii libere , deschise , concurențiale , dorim să credem că , restructurarea / modernizarea nu este un proces static ci unul dinamic , continuu , cu anumite etape de accelerare respectiv , de încetinire , dar crescător .

Pentru produsele metalurgice este foarte important modul în care reușește păstrarea unei piețe de desfacere , dezvoltarea acesteia și penetrarea pe alte piețe .

Viabilitatea unei întreprinderi pe termen lung , legată strâns de piața sa de desfacere

este evaluată de analiști pe baza unor criterii obiective de "localizare" a acesteia în sistemul / subsistemul economic din care fac parte, respectiv, prin analiza strategiei manageriale de adaptare la restructurare și la resursele financiare necesare parcurgerii etapei de modernizare și restructurare.

Pentru a prospera economia noastră este obligatoriu să parcurgă prima etapă foarte rapid cu atât că declanșarea a întârziat mult.

Ca principale elemente pentru evaluarea viabilității unei întreprinderi se au în vedere elemente ca:

a. - Elemente și scenarii din sfera producției și desfășurării acesteia precum: evoluția consumurilor specifice (materii prime și materiale, energie, combustibili, manoperă), evoluțiile producției vândute și profitului;

b. - Nivelul principalilor indicatori economico-financiar (echilibru financiar, lichiditate, gestiune, rentabilitate, etc.).

Din punctul de vedere al producției de piese turnate, sfârșitul secolului nostru se caracterizează prin realizarea unor construcții supuse la eforturi mari și la acțiuni chimice deosebite. Aceste cerințe deosebite de complexe au impus o îmbunătățire calitativă continuă a producției de piese turnate, realizându-se caracteristici mecanice și structurale tot mai înalte în condițiile asigurării unor costuri corespunzătoare pieselor turnate, adică la nivelul unor consumuri materiale și energetice corespunzătoare celor realizate pe plan mondial.

Diversificarea fabricației în industria constructoare de mașini impune utilizarea la maxim a bazei materiale existente în țara noastră, în condițiile unor consumuri reduse de materiale și energie.

În decursul trecerii speciei umane de la "epoca fierului" la cea a "ingineriei materialelor", aliajele pe bază de fier continuă să rămână cel mai important material turnat, acoperind aproape 90% din tonajul mondial. Fonta, primul material compozit realizat de om, are o vârstă de cel puțin 2500 de ani. Principalele motive ale acestei longevități sunt spectrul larg al proprietăților mecanice și fizice acoperit de piesele turnate feroase, coroborate cu prețul lor competitiv.

Principalii beneficiari ai industriei de turnătorie s-au schimbat, de la industria metalurgică și de construcții spre fabricația de automobile și inginerie mecanică. Ca urmare, producția de piese turnate s-a restrâns în greutate, dar a devenit, tehnic vorbind, mai sofisticată.

Pomind de la aceste premize, îmbunătățirea calității fontelor de primă fuziune pentru turnătorie cât și a celor de a doua fuziune constituie o preocupare constantă a specialiștilor din sectoarele de cercetare și de producție, unde se obțin diverse piese turnate care constituie baza de fabricație a diverselor agregate, utilaje și instalații din întreaga industrie. În acest context, procedeele de prelucrare a fontelor, în stare lichidă, după elaborare, au căpătat o dezvoltare accentuată, constituind direcțiile de bază în turnătorii pentru obținerea unor fonte cu caracteristici fizice, mecanice și chimice superioare, în comparație cu fontele neprelucrate după elaborare.

Astfel, în afara agregatului de elaborare, principalele procedee de prelucrare a fontelor, pot fi: cele care urmăresc micșorarea (reglarea) conținuturilor elementelor chimice de bază și a impurităților metalice din fonte, reducerea conținuturilor de gaze și incluziuni nemetalice din fonte, micșorarea (reglarea) cantității de grafit primar și eutectic în aceste fonte și cele direcționate spre obținerea unor separări compacte de grafit în structura acestor fonte.

Aceste grupe mari de procedee, cât și altele mai mici sunt cu domenii de aplicare

atât în cazul fontelor de primă fuziune pentru turnătorie , cât și în cazul fontelor de a doua fuziune turnate în piese .

Efectul tehnico - economic obținut în urma utilizării acestor procedee de tratare a fontelor este deosebit de important , permițând utilizarea unor tehnologii mai simple de elaborare a fontelor în furnale , cubilouri , cuptoare electrice sau cuptoare cu flacără . Aplicarea acestor tehnologii aparent " complexe " în epoca noastră în tratarea fontelor în stare lichidă , după elaborare , conduce la obținerea unor compoziții chimice și a unor structuri metalografice ce asigură proprietăți fizice , chimice și mecanice superioare .

Având în vedere că fontele utilizate în industrie pentru obținerea de piese turnate reprezintă , de fapt , aliaje complexe din sistemul Fe - C - Si și alte elemente chimice ( mangan , fosfor , sulf , elemente de aliere și impurități ) și că prezintă în structură formați de grafit ( lipsite practic de proprietăți mecanice ) , tratarea fontelor de turnătorie în afara agregatului de elaborare cu diverse substanțe , permite obținerea unor separări compacte de grafit ( nodular ) sau forme intermediare de grafit între cel lamelar și cel nodular ( lamelar modificat , coral sau vermicular ) care determină obținerea unor proprietăți mecanice și de exploatare ridicate ale pieselor turnate .

Caracteristicile foarte bune de turnare ale fontelor cu grafit lamelar ( cunoscute de peste cinci milenii ) alături de unele proprietăți de exploatare unice ( capacitate de amortizare a vibrațiilor ) fac din acestea un domeniu încă nou de analizare și de cercetare în vederea ameliorării tuturor proprietăților .

Așa cum am menționat anterior , datorită condițiilor economice din țara noastră , U . C . M . Reșița s-a văzut pusă în situația căutării și găsirii unor noi soluții pentru elaborarea unor fonte de a doua fuziune de înaltă calitate , turnate în piese de mare răspundere , pornind de la o bază materială eterogenă și instabilă ( compoziția chimică , structura și impuritățile încărcăturii metalice ) .

Opierea temporară sau totală a unor furnale din țara noastră a condus la creșterea prețurilor fontelor de primă fuziune și la reducerea cantităților ce puteau fi aprovizionate și uneori chiar la imposibilitatea asigurării minimumului necesar fabricației . Conjunctura astfel creată în cadrul societății românești , a făcut ca producătorii de piese turnate din fonte cenușii să recurgă uneori la soluții de compromis , prin utilizarea în încărcătura cuptoarelor electrice cu inducție a deșeurilor de fontă cenușie proprii provenite din recircularea rebuturilor și a rețelelor de turnare . Aplicarea acestor tehnologii " incorecte " în elaborarea fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese a condus la scăderea continuă a caracteristicilor și la creșterea procentului de rebut la 25...30 % ( față de 10 % admis în normele interne ) ca urmare a obținerii unor piese cu compactitate scăzută ( volum mare de retasură , microretasuri , porozități ) , structuri metalografice neomogene ( peste 10 % cementită liberă , zone dure ) și la impurificarea bazei materiale metalice cu elemente de aliere care a făcut imposibilă aplicarea tehnologiei de modificare a fontelor .

Varietatea pieselor turnate din fontă în cadrul turnătoriilor aparținând societății U . C . M . Reșița ( piese pentru motoare navale , motoare feroviare compresoare , turbine hidraulice , motoare și generatoare electrice , utilaj chimic , etc . ) a impus catalizarea preocupărilor în direcția obținerii unor fonte de calitate superioară . Pentru aceasta , în vederea utilizării deșeurilor metalice de extrem de variate proveniențe și a dotării tehnice , s-a recurs la varianta obținerii unor fonte sintetice în cuptoare electrice cu arc bazice și retopirea lor în cuptoare electrice cu inducție cu creuzet acide , în vederea garantării obținerii unor piese turnate de calitate superioară necesare fabricației interne .

În aceste condiții s-a impus reîmprospătarea bazei materiale pentru elaborarea fontelor cenușii de a doua fuziune în cuptorul electric acid cu inducție în vederea ameliorării

caracteristicilor structurale , în special , forma , dimensiunile și repartiția formațiilor de grafit și obținerea unor piese turnate calitativ superioare .

În această conjunctură nefavorabilă s-a recurs la soluția utilizării cuptorului electric bazic cu arc în vederea elaborării unor fonte sintetice pornind de la varietatea proceselor metalurgice , controlabile , care au loc în acest cuptor și care permite folosirea celor mai variate deșeuri .

Dotarea tehnică a U . C . M . Reșița a permis experimentarea elaborării unor fonte de " primă fuziune " în cuptoare electrice cu arc și retopirea lor ( mai precis utilizarea lor ) în cuptoare electrice cu inducție în vederea obținerii unor fonte de a doua fuziune turnate în piese , calitativ superioare ( cămăși și cilindru pentru motoare cu ardere internă , blocuri cilindru , pistoane compresoare , cilindri moto-gazo-compresor , etc . ) , precum și urmărirea corespunzătoare a proceselor metalurgice ce se desfășoară în aceste cuptoare , în laboratorul de analiză chimică și încercări mecanice .

În această direcție ne-am propus a obține fonte de a doua fuziune turnate în piese cu un conținut cât mai scăzut de gaze ( având în vedere procesele tehnologice de elaborare a fontelor sintetice și a celor de a doua fuziune în cuptoare electrice ) , eliminarea efectului grafitului remanent și deci obținerea unor separări de grafit lamelar modificat ( eliminarea efectului de crestare al grafitului ) și obținerea unor structuri metalografice omogene a fontelor care să ne permită obținerea unor caracteristici mecanice superioare ( rezistență , duntate , prelucrabilitate ) și a unor proprietăți de turnare foarte bune ( fluiditate , volum de retasură ) .

Tinând cont de rezultatele ce se obțin în cazul folosirii în cuptorul electric a fontelor de furnal ( conținut ridicat de gaze , incluziuni nemetalice , impurități cu efecte dăunătoare asupra calității la retopire - arseniu , stibiu , obținerea unor separări de grafit grosolan la retopirea acestor fonte ) , în lucrare se încearcă analiza elaborării unor fonte de " primă fuziune " în cuptorul electric cu arc bazic , care ar putea transforma U.C.M. Reșița într-un posibil furnizor de fontă de " primă fuziune " de înaltă puritate .

Avantajele elaborării fontei de " primă fuziune " în cuptorul electric cu arc cu căptușeală bazică , ar consta în următoarele :

- posibilitățile controlabilității proceselor metalurgice ce au loc în cuptor ;
- eliminarea gazelor la răcirea fontei ;
- posibilitatea predeterminării compoziției chimice a fontei ;
- siguranța eliminării unor elemente chimice dăunătoare din compoziția fontei ( sulf , fosfor , stibiu , arseniu ) ;
- utilizarea unei baze materiale metalice eterogene având în vedere că în prezent economia românească nu dispune de materiale metalice de calitate .

În lucrarea de față ne-am propus să analizăm teoretic și practic ( prin rezultatele experimentale de laborator și din producție ) modul de comportare a fontelor hipoeutectice elaborate în cuptoare electrice cu arc bazice și retopite în cuptoare electrice cu inducție în vederea turnării lor în piese cărora să le confere calități superioare .

Ideea utilizării fontelor sintetice la obținerea fontelor cenușii de a doua fuziune de calitate superioară generează o analiză temeinică a tuturor caracteristicilor fizico - chimico - mecanice ce se obțin pentru fontele sintetice precum și la retopirea acestora .

Pe parcursul lucrării se analizează tehnologia de elaborare a fontelor sintetice ( tratate cu diverse substanțe solide sau gazoase comparativ cu cele netratate ) .

Având în vedere că se urmărește să se folosească integral posibilitățile pe care le oferă folosirea fontelor sintetice ( fonte de înaltă puritate ) și că procedeele de modificare nu măresc substanțial costurile la producerea fontelor cenușii turnate în piese ( obținute

din fontele sintetice ), se fac încercări de modificare a grafitului lamelar . Pentru modificare se utilizează următoarele substanțe : Superseed și Mischmetall . Această metodă de tratare a fontelor cenușii în stare lichidă se analizează în vederea stabilirii unei tehnologii, originale, de turnare a unor piese de performanță pentru noile motoare navale cu consum redus de combustibil .

Pentru compararea rezultatelor experimentale și practice , în cadrul lucrării s-au analizat pe baza unor date bibliografice și a rezultatelor proprii și variantele obținerii unor fonte de primă fuziune în furnale și retopirea lor în cuptoare electrice cu inducție sau în cubilouri .

Dorim să încheiem partea introductivă amintind că dizertantul a avut în vedere o parte din dezideratele legate de viabilitatea întreprinderii metalurgice și cele constructoare de mașini în care desfășoară activitatea , precum și natura materiilor prime și materialelor, energie , combustibili , consumuri specifice , costuri , calitate , etc .

Această teză de doctorat este dedicată memoriei regretatului prof. dr. ing. Simion Buzilă , cel care a fost unul dintre merituoșii dascăli ce au format generații de specialiști metalurgi , dorind a i se aduce un ultim omagiu pe această cale .

Autorul aduce și pe această cale , cele mai calde mulțumiri Domnului prof. dr. ing. Ion Sporea, pentru îndrumarea de înaltă înută științifică și sprijinul moral acordat, pentru atmosfera de muncă intensă și colegială pe care le-a creat .

Mulțumiri deosebite se cuvin a fi adresate Domnului prof. dr. doc. ing. Aurel Nanu și Domnului prof. dr. ing. L. Bagiu de la Facultatea de Mecanică din cadrul Universității Politehnice Timișoara și nu în ultimul rând domnului prof. dr. ing. M. Golumba , rectorul Universității " Eftimie Murgu " din Reșița , un vechi colaborator , pentru sprijinul moral acordat .

De asemenea , autorul mulțumește colectivului catedrei de Turnătorie a Facultății de Metalurgie din Universitatea Politehnică București pentru aportul adus în " formarea " autorului ca specialist metalurg și nu în ultimul rând catedrei de Știința materialelor din Facultatea de Mecanică a Universității Politehnice Timișoara .

# CAPITOLUL I . PARTICULARITĂȚILE STRUCTURALE ALE FONTELOR.

## 1.1. STRUCTURA FONTEI ÎN STARE LICHIDĂ .

În vederea cunoașterii structurii fontelor în stare lichidă elaborate în cuptoare electrice , în acest capitol se prezintă unele aspecte privitoare la această stare a fontei conform datelor din literatura de specialitate .

Necesitatea acestei prezentări pornește , în primul rând de la aspectele legate de temperaturile diferite ce pot fi atinse în agregatele de elaborare ale fontelor (furnal-cuptor electric cu arc , respectiv cubilou-cuptor electric cu inducție ) .

Fonta în stare lichidă , la temperatura de supraîncălzire și turnare , poate avea o structură corespunzătoare a două tipuri de soluții [ 60 ] :

a ) Soluție coloidală . În această formă , fonta lichidă se consideră ca făcând parte dintr-un sistem bifazic constituit din faza de dispersie care este o soluție lichidă de fier cu 1...2 % carbon și faza dispersată compusă din pachete cristaline de grafit cu dimensiuni mai mici de 100 Å . Cele două faze ale sistemului bifazic se prezintă cu suprafețe de separație bine puse în evidență .

b ) Soluție lichidă ideală , caracterizată prin prezența de microgrupări cu compoziție chimică diferită de cea medie a fontei lichide . Aceste microgrupări sunt constituite din atomii elementelor chimice din fontă ( mai ales carbon , fier și oxigen), sub forma unor game largi de forme ( de la câțiva ioni până la macromolecule dezvoltate , de tipul complexelor polimerice cristaline ) .

Spre deosebire de soluția coloidală , microgrupările de carbon sau clasteri nu posedă suprafețe de separație față de faza lichidă feroasă .

Cele două tipuri de soluții pot fi întâlnite în anumite faze ale fontei lichide și anume : soluția coloidală , la supraîncălziri relativ scăzute , iar soluția ideală cu clasteri , la supraîncălziri avansate . Pachetele de grafit provin din componentele metalice și nemetalice ale încărcăturii , nefiind dizolvate complet în cursul perioadei de topire și supraîncălzire . Această ipoteză se bazează pe variația structurii și proprietăților mecanice ale fontelor , în funcție de valoarea ridicată a sumei conținuturilor de carbon și siliciu și față de gradul de supraîncălzire și durata de menținere în stare lichidă și pe variația proprietăților sensibile ale fontelor la menținere .

La elaborarea fontelor în cuptoare electrice , structura acestora în stare lichidă poate deveni de tipul soluției ideale cu clasteri de carbon , la o supraîncălzire avansată și menținere îndelungată . Soluția ideală este astfel pusă în evidență prin interdependențele , verificate experimental , dintre activitatea termodinamică a carbonului (  $a_c$  ) și conținutul lui din fontă ( %C ) , precum și prin corelația dintre

oxigenul dizolvat în fontă și conținutul de carbon din fontă . Conform teoriei coloidale structura de soluție coloidală se obține atunci când conținutul de carbon depășește valoarea de 1,8...2,15 %C ( punctul de solubilitate maxim al carbonului în austenită pe diagrama binară Fe - C ) . Peste aceste valori , carbonul, la topirea încărcăturii cuptorului apare sub formă de separări de grafit [60] .

Cele două corelații (  $a_c = f(C)$  și  $[O] = f(C)$  ) sunt puse pe seama structurii de tipul soluției lichide cu clasteri a fontei . Stabilizarea microgrupărilor de carbon datorită adsorbției oxigenului pe suprafața lor , formând macromolecule de tip - C - O - sau - C - O - C - . În același mod se explică și influența sulfurii asupra stabilității microgrupărilor de carbon ( capacitate mai mică de dizolvare a lor ) .

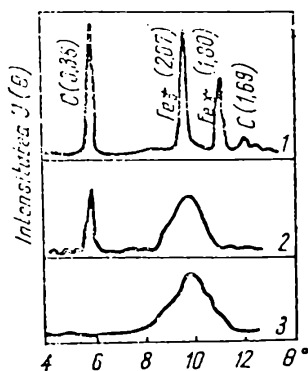


Fig. 1.1. Röntgenodifragrama fontei solide ( 1 ); la 10 minute după topire ( 2 ) ; la 40 minute după topire ( 3 ).

Se consideră că există un domeniu de temperaturi cuprins între 1400 și 1410°C , care constituie o demarcație între două zone în care faza lichidă are alte caracteristici . Până la acest domeniu de temperaturi , fonta lichidă este eterogenă, conținând o mare cantitate de grafit remanent , numărul și dimensiunile acestor separări de grafit mărindu-se odată cu micșorarea gradului de supraîncălzire , față de temperatura lichidus . Supraîncălziri ale topiturii peste 1410°C favorizează difuzia carbonului , astfel că soluția devine omogenă , fără grafit remanent [ 21 ] .

Analiza roentgenografică a fontei în stare solidă și după topire semnalează existența unui proces lent de dizolvare a grafitului remanent , până la formarea unei soluții complete de carbon în fier ( fig. 1.1 [ 90 ] )

În stare solidă se disting maximele pentru grafit și Fe<sub>γ</sub> ( curba 1 ) . După 10 minute de la topire , se distinge un maximum corespunzător grafitului ( curba 2 ) , în timp ce după 30...40 minute după topire, nu mai apare grafitul ( curba 3 ) .

Dizolvarea carbonului duce la creșterea interacțiunii Fe - C , mai puternică decât Fe - Fe , acest lucru determinând mărirea vâscozității fontei lichide. Creșterea temperaturii conduce însă la micșorarea stabilității termice a complexelor de atomi Fe<sub>x</sub>C<sub>y</sub> , energia cinetică a atomilor de fier și carbon mărindu - se .

Desăvârșirea procesului de descompunere a complexelor de atomi are loc la peste 1320°C [ 90 ] .

Temperatura critică la care are loc trecerea de la sistemul eterogen la cel omogen , se mărește odată cu creșterea valorii carbonului echivalent [ 55 ] .

În fontele industriale , care conțin multe elemente însoțitoare sau de aliere, trecerea carbonului în soluție este lentă , iar pentru accelerarea acestui proces este



necesară o supraîncălzire avansată . La un conținut de 0,1...0,15 %S , coloniile de grafit se păstrează încă multă vreme , la supraîncălziri avansate ( 1500 °C ) , datorită faptului că atomii de sulf adsorbiți la suprafața lor , măresc stabilitatea acestora [ 95].

Urmărind procesul de topire al fontei , se consideră că grafitul se dizolvă mai încet decât are loc topirea masei metalice , grafitul primar din fontele de primă fuziune ( kish - grafit ) , nedizolvându-se complet , ci rămânând sub formă de pachete de grafit [ 97 ] .

Unii autori [ 30 ] , [ 71 ] , consideră că fonta lichidă nu ar avea un caracter de soluție coloidală , acceptându-se însă existența mai multor tipuri de eterogenități în ceea ce privește distribuția carbonului :

a . Neomogenitate de concentrație , datorită fluctuațiilor obișnuite , în condițiile în care legăturile C - C sunt slabe ( domenii de carbon scăzut ) .

b . Neomogenitate de concentrație , determinate de forța de legătură C - C (sub influența termodinamicii soluțiilor Fe - C , Fe - Si , Fe - C - Si ) până la valori la care este posibilă apariția diferitelor combinații , ca de exemplu , cele rezultate din pătrunderea atomilor de fier între planele grafitului (  $Fe_xC_y$  ) .

c . Adsorbția carbonului pe suprafața diferitelor incluziuni nemetalice , care se păstrează până la supraîncălziri destul de mari , constituind germeni de grafitizare.

d . Grafitul remanent , respectiv resturile separărilor de grafit din încărcătură , încă nedizolvate .

La fontele cenușii de a doua fuziune , primele două neomogenități ( a , b ) se referă la nivelul atomilor , complexilor și macromoleculele , iar cea de-a treia ( c ) , la interacțiunea primelor două cu suprafețele incluziunilor nemetalice .

Având în vedere aceste considerații , se poate admite faptul că teoriile privind structura fontei lichide , nu se exclud reciproc , ci se completează , astfel că fonta lichidă poate fi considerată ca fiind un sistem complex , multicomponent , în continuă schimbare , aflat sub influența unei multitudini de factori .

Luând în considerare componența încărcăturii și compoziția chimică a fontei , viteza și gradul de supraîncălzire , durata de menținere la temperaturi ridicate sau scăzute , viteza de răcire , etc. , se pot presupune o serie de schimbări care apar în timpul topirii și menținerii fontei în stare lichidă și la răcire [ 60 ] :

1. După topire , fonta lichidă conține separări de grafit remanent ( pachete) cu dimensiuni de 10...100 Å care se găsesc într-un număr mai mare decât incluziunile nemetalice .

2. La suprafața pachetelor de grafit sunt adsorbite o serie de elemente , dintre care unele formează compuși cu carbonul ( oxigenul , titanul , aluminiul etc.).

3. În timpul menținerii sau supraîncălzirii fontei lichide are loc un proces de dizolvare a carbonului , astfel încât separările de grafit remanent dispar , topitura pierzând caracterul de soluție coloidală . Acest proces se realizează la temperaturi de 1400...1450 °C .

4. Compoziția chimică a fontei lichide influențează în mare măsură procesul de dizolvare a grafitului remanent , astfel : mărirea valorii carbonului echivalent determină creșterea temperaturii critice ; micșorarea conținutului de siliciu accelerează procesul de dizolvare a carbonului din grafitul remanent , sulful adsorbit la suprafața pachetelor de grafit le mărește stabilitatea , iar magneziul determină dezagregarea pachetelor de grafit și dizolvarea lor .

5. La temperaturi superioare domeniului critic , se formează o soluție de

carbon în fierul lichid , dar există posibilitatea existenței unor combinații carbonice ( în majoritatea cazurilor cu fierul , de tipul  $Fe_xC_y$  ) , care însă nu sunt constituite în faze cu suprafețe propriu-zise de separație cu lichidul .

6. Supraîncălziri mari în raport cu domeniul critic de temperaturi determină micșorarea stabilității termice a complexelor de atomi de tipul  $Fe_xC_y$  , energia cinetică a atomilor de fier și carbon crescând , iar la temperaturi mai mari de 1550°C se obține o soluție omogenă .

## 1.2. STRUCTURA FONTELOR ÎN STARE SOLIDĂ .

### 1.2.1. STRUCTURA PRIMARĂ A FONTELOR .

Structura primară a fontelor se formează cu participarea directă a fazei lichide, deci la începerea procesului de solidificare al fontei .

Este cunoscut faptul că fontele sunt caracterizate , în primul rând de o transformare eutectică , fiind situate din punct de vedere al conținutului de carbon în dreapta punctelor  $E'$  și  $E$  de pe diagrama de echilibru binară Fe - C sau pluricomponentă Fe - C - Si [ 56 ] , [ 59 ] . În funcție de compoziția chimică și de factorii tehnologici , fazele primare ale unei fonte pot fi :

- austenita , la fontele hipoeutectice ;
- grafitul , în cazul fontelor hipereutectice ;
- amestecul austenită - grafit , respectiv austenită - cementită , în cazul fontelor eutectice .

Fazele primare cristalizează direct din soluțiile lichide suprasaturate , în condițiile unor viteze de difuzie convective mari . Ținând seama de structura cristalină a fazelor din sistemul Fe - C ar rezulta că forma de echilibru ( idiomorfă ) a austenitei să fie poligonală ( plăci sau ace ) , iar cea a cementitei și a grafitului sub formă de schelet ( plăci ) [ 78 ] , [ 81 ] .

Datorită influenței diferiților factori ( subrăcirea de concentrație cauzată de segregarea carbonului , a sulfului , a fosforului și a altor elemente ) , forma cristalitelor primare diferă de cea de echilibru . Prin urmare , cristalitele de austenită se obțin sub formă de dendrite , fiecare cristalită reprezentând un monocristal .

Separările de grafit lamelar de dimensiuni mari ( de până la  $500 \mu\text{m}$  ) , apar în domeniul lichidus - solidus și continuă să crească în timpul transformării eutectice.

Conform datelor prezentate de autori în lucrarea [ 19 ] , probabilitatea de apariție în faza lichidă sau în austenită a cementitei , este mai mare decât cea a grafitului deoarece energia de activare pentru formarea cementitei este mult mai mică decât cea necesară formării grafitului ( fig.1.2 ) .

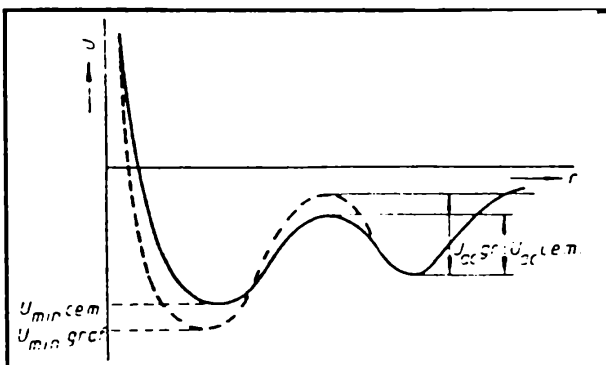


Fig. 1.2. Energiile de activare pentru formarea cementitei și grafitului :

- - - curba de variație a energiei cu distanța pentru grafit ;  
----- curba de variație a energiei cu distanța pentru cementită.

Cu toate acestea , în anumite condiții , tendința sistemului de a adopta starea cu energia minimă favorizează formarea grafitului . Condițiile în care cristalizarea grafitului este favorabilă se observă din analiza curbelor de variație a energiei libere cu temperatura a unei fonte cu compoziție eutectică ( fig. 1.3 [ 19 ]).

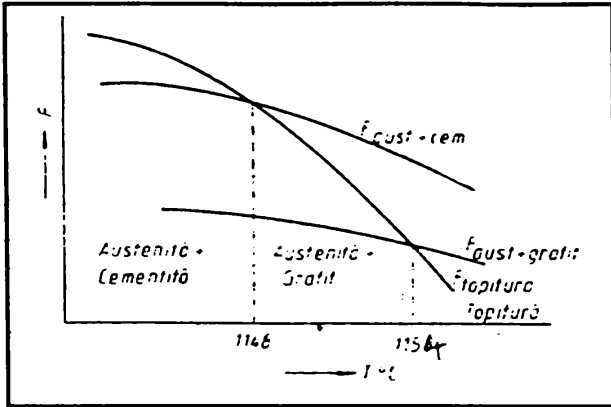


Fig. 1.3. Variația cu temperatura a energiei libere a unei topituri eutectice , a amestecului austenită + grafit și a amestecului austenită + cementită .

Se observă că la temperaturi mai mici de  $1154^{\circ}\text{C}$  , energia liberă a eutecticului austenită + grafit este inferioară energiei libere a topiturii , iar de la  $1148^{\circ}\text{C}$  in jos , energia liberă a amestecului austenită + cementită devine și ea mai mică decât energia liberă a topiturii . La o temperatură cuprinsă în intervalul  $1154...1148^{\circ}\text{C}$  formarea cementitei nu este posibilă deoarece energia liberă a topiturii este mai mică decât energia liberă a amestecului austenită + cementită . Ca urmare , în acest interval se formează amestecul austenită + grafit deoarece energia liberă a topiturii este mai mare decât energia liberă a amestecului austenită+grafit. La temperaturi mai mici de  $1148^{\circ}\text{C}$  atât amestecul austenită + grafit, cât și amestecul austenită + cementită liberă au energii libere mai mici decât topitura . În aceste condiții , deși grafitul este mai stabil , se va forma amestecul austenită + cementită , energia de activare fiind mai mică pentru formarea cementitei decât cea pentru formarea grafitului [ 19 ] .

Ca urmare , formarea grafitului pornind de la topitură nu este posibilă decât la viteze foarte mici de răcire , când gradul de subrăcire nu depășește  $6^{\circ}\text{C}$  .

Deci , la transformarea eutectică , în cazul fontelor cenușii , se formează amestecul eutectic constituit din grafitul eutectic și austenita eutectică , transformarea eutectică având un caracter polifazic.

Apariția și dezvoltarea separărilor de grafit este inițiată de existența unor germeni de grafitizare . Acești germeni de grafitizare se pot constitui în suporți pentru difuzia carbonului din faza lichidă aflată în procesul de solidificare .

Din punct de vedere teoretic gruparea mai multor atomi de carbon care se vor dispune într-o rețea cristalină similară grafitului poate constitui astfel de suporți de germinare . Aceste grupări porartă denumirea de germeni spontani , dar având în vedere compoziția chimică complexă a fontelor turnate în piese , probabilitatea de apariție a acestor germeni este foarte redusă [ 19 ] .

Considerând fontele tehnice ca fiind sisteme eterogene , care sunt constituite din soluții lichide și din grupări submicroscopice solide de grafit ( cu dimensiuni de  $10^{-6} \dots 10^{-7}$  cm ) , atunci acești suporti de grafitizare sunt denumiți germeni forțați (eterogeni ). Grupările submicroscopice solide de grafit sunt constituite din incluziunile prezente in fonta lichidă , în special din grafitul remanent rezultat din fonta de prima fuziune care se presupune că nu se dizolvă complet in faza lichidă chiar și la supraincâlziri avansate , dar pot exista și incluziuni nemetalice ( oxizi , sulfuri , nitruri , carburi ) [ 56 ] , [ 86 ] , [ 87 ] , [ 88 ] .

Eutecticul , in cazul fontelor cenușii , cristalizează de obicei sub formă de agregate sferice , numite celule eutectice , in spațiile dintre dendritele primare de austenită , in cazul fontelor hipoeutectice sau dintre separările de grafit , in cazul fontelor hipereutectice .

Celula eutectică ce se formează la transformarea eutectică constă , in final, dintr-un schelet de grafit mai puțin ramificat și din austenita și are dimensiunile cuprinse între  $\phi 50$  și  $\phi 500 \mu\text{m}$  . Celula eutectică reprezintă grăuntele primar și poate fi pusă in evidență datorită segregăției directe a elementelor chimice : fosfor, mangan, sulf și crom și a segregăției inverse a siliciului , nichelului și cuprului . Prezența la marginile grăuntelui a unor eutectice bogate in fosfor și sulf determină vizualizarea la microscop a celulelor eutectice .

Porțiunile din lichid , bogate in fosfor , vor solidifica sub forma unui eutectic fosforos cu temperatura scăzută de fuziune (  $935^{\circ}\text{C}$  ) , mai mică decât temperatura eutectică .

Trecerea de la fontele nemodificate la cele modificate (cu grafit lamelar modificat și vermicular ) determină o creștere a numărului de celule eutectice . Astfel, fontele cenușii cu grafit lamelar au 12...20 celule eutectice pe centimetru liniar față de 40...150 celule eutectice , in cazul fontelor cu grafit vermicular .

Schematic , structura primară a fontelor cenușii hipoeutectice nealiate , poate fi caracterizată astfel :  $A' + CE + E_f$  sau dacă se ține seama de constituenți :  $A' + ( A_C + G_C ) + ( A_f + K_f + P_f )$  ;

în care  $A'$  reprezintă austenita primară sub forma de dendrite ;

$CE$  - celula eutectică ;

$E_f$  - eutecticul fosforos ;

$A_C$  - austenita eutectică sub formă de agregat policristalin , in contact cu grafitul ;

$G_C$  - grafitul eutectic sub formă de schelet ;

$A_f$  - cristale de austenită din eutecticul fosforos ;

$K_f$  - cristale de cementită din eutecticul fosforos ;

$P_f$  - fosfura de fier din eutecticul fosforos .

Cantitățile de austenită primară și de celule eutectice depind de poziția fontei față de eutectic , iar cantitatea de eutectic fosforos depinde de conținutul de fosfor al fontei .

Prezența scheletului de grafit in structura celulelor eutectice micșorează mult din rezistența austenitei , astfel că posedă o rezistență la (  $R_{CE}$  ) mai mică decât austenita primară (  $R_A$  ) , dar mult mai mare decât cea a grafitului a primar (  $R_G$  ), astfel încât poate fi stabilită relația :

$$R_A > R_{CE} > R_G \quad ( 1.1 )$$

Rezultă că fontele hipoeutectice vor avea o rezistență superioară fontelor

eutectice și mai ales fontelor hipereutectice . În vederea măririi proprietăților mecanice este necesară , deci , micșorarea gradului de saturație în carbon al fontei și prin urmare, creșterea cantității de austenită primară .

Creșterea lungimii dendritelor de austenită ( de exemplu , prin aliere cu molibden) , precum și finisarea acestora ( prin creșterea vitezei de răcire ) vor conduce la îmbunătățirea proprietăților mecanice ale fontelor .

### 1.2.2. STRUCTURA SECUNDARĂ A FONTELOR .

Proprietățile fontelor sunt în principal , determinate de forma și dimensiunile separărilor de grafit .

Cantitatea de grafit din fonte influențează într-o măsură mai mică proprietățile fontelor turnate , în comparație cu forma , modul de repartizare și dimensiunile separărilor de grafit .

La solicitări de întindere , la vârfurile separărilor de grafit are loc o concentrare a tensiunilor creindu-se un efect de crestare asupra masei metalice de bază . Atunci când concentrațiile de tensiune depășesc valoarea medie a tensiunilor și a limitei de curgere , se produce fisurarea sau ruperea pieselor . Efectul de crestare se reduce odată cu creșterea gradului de compactitate al separărilor de grafit .

Structura finală a fontelor este caracterizată de masa metalică și de grafit fiind obținută în urma transformărilor austenitei primare și eutectoide , transformări care pot decurge în următoarele moduri , în funcție de viteza de răcire :

$$\begin{aligned}A_{0,8} &\rightarrow F_{0,02} + G_S \\A_{0,8} &\rightarrow F_{0,02} + G_S + P \\A_{0,8} &\rightarrow P_{0,8}\end{aligned}$$

în care  $A_{0,8}$  reprezintă austenita la concentrația în carbon a punctului S de pe diagrama Fe - C ;

$F_{0,02}$  - ferita la concentrația în carbon a punctului P ;

$P_{0,8}$  - perlita ;

$G_S$  - grafitul obținut în urma transformării eutectoide la temperatura punctului S .

Compoziția chimică determină apariția mai multor forme tipice de grafit și a unor mase metalice de bază diferite , care vor conferi fontelor proprietăți diferite .

În fontele cenușii , grafitul lamelar are diferite forme și posibilități de asociere , putând fi de formă lamelară , dar liniar , semiarcuit și arcuit , punctiform sau în diferite combinații : lamelar asociat cu forma în cuiburi , punctiform asociat cu forma lamelară și în cuiburi .

Separările de grafit lamelar se pot găsi în structură izolate , sub formă de aglomerări , cu un grad de izolare mic sau în rozetă . De asemenea , se pot găsi sub formă de rețea ( lamelar sau punctiform ) , precum și interdendritic , cu un grad mai mare sau mai mic de orientare .

Factorii care favorizează apariția unei forme de grafit sau alta , precum și morfologia diferitelor forme de grafit au fost analizați și prezentați de către autori în lucrarea [ 59 ]

În fontă , carbonul se poate regăsi sub următoarele forme :

- carbonul legat cu alte elemente chimice (  $C_{leg}$  ) ; legătura carbonului cu fierul este cementita ;
- carbon liber , sub formă de grafit (  $C_{gr}$  ) ;
- carbon dizolvat în soluție solidă ( austenită și ferită ) (  $C_{sol}$  ).

Cantitatea de carbon dizolvat în soluție solidă este foarte mică la temperatura ambiantă (  $C_{Ferită} = 0,004 \%$  ) și deci este neglijabilă în raport cu celelalte componente.

Cementita se poate regăsi în structura fontei legată în perlită sau în stare liberă .

Având în vedere influența vitezei de răcire , a compoziției chimice de bază , a cantității și tipului de modificador utilizat pentru tratarea fontei în stare lichidă și a duratei de menținere după modificare , se presupune că ar exista următoarea ordine de succesiune a formelor de grafit :

A → B → D → G coral → Gv → Gn ( compactitate redusă ) → Gn

în care A reprezintă grafitul lamelar propriu-zis ;

B - grafitul lamelar tip rozetă ;

D - grafitul lamelar interdendritic ( de subrăcire ) .

Separările de grafit lamelar ( A ) prezintă asperități , mici ramificații , încovoieri în jurul planului bazal , creșterea având loc după mecanismul elicoidal.

Grafitul de tip D este mai ramificat decât cel de tip A , dar se prezintă totuși ca separări individual .

Grafitul tip " coral " se prezintă sub forma unor separări cu legături multiple între ele ( interconectate ) . Creșterea grafitului tip " coral " are loc după același mecanism ca și la grafitul lamelar , dar avându-se în vedere că nu sunt realizate condițiile de dezvoltare ale acestuia în anumite direcții . În cazul ordinilor de mărime mari ( 3000 : 1 ) se constată că grafitul coral are aceeași formă ca și cel vermicular . Grafitul coral este de fapt mai fin decât cel vermicular cu un ordin de mărime . În interiorul celulelor eutectice , grafitul coral se prezintă ca o rețea ramificată și interconectată , fiind de fapt, o formă de grafit eutectic interconectat care nu a avut posibilitatea de creștere sub formă de placă , având același mecanism de creștere ca și cel vermicular .

Grafitul vermicular tinde mai mult către grafitul nodular , având în vedere că fiecare separare de grafit , împreună cu învelișul de austenită formează o celulă eutectică de până la 10 ori mai mică decât cea de la fontele cu grafit coral [ 53 ] .

La grafitul vermicular , creșterea longitudinală este favorizată de contactul mai îndelungat cu faza lichidă , în timp ce în direcția transversală există deja un înveliș de austenită . Grafitul crește cu o viteză mai mare decât austenita , capetele acestuia prezentând forme rotunjite . Învelișul de austenită , cu o rigiditate ridicată , favorizează o creștere asimetrică a grafitului , care capătă un aspect vermicular [53].

Grafitul vermicular are o structură bine ramificată și foarte bine structurată.

Grafitul compact se formează prin rotirea și îngroșarea grafitului lamelar obișnuit . Aceasta este o tranziție continuă de la grafitul lamelar spre cel compact (nodular ) [ 122 ] .

La o viteză de răcire scăzută are loc trecerea grafitului coral în grafit interdendritic , în timp ce la mărirea vitezei de răcire , grafitul coral devine tot mai compact , până ajunge la cel vermicular .

La o viteză medie de răcire , grafitul coral are o dezvoltare puternic ramificată, ceea ce îl deosebește de cel vermicular .

Grafitul vermicular prezintă capete rotunjite și o creștere spiralată , formarea celulelor eutectice fiind asemănătoare cu cea constatată la grafitul nodular . La creșterea vitezei de răcire are loc trecerea  $Gv \rightarrow Gn$  , în timp ce la micșorarea vitezei de răcire este posibilă tranziția  $Gv \rightarrow G_{coral} \rightarrow D \rightarrow A$  .

Autorii lucrării [ 40 ] consideră că obținerea diferitelor forme de grafit depinde, nu de existența unor germeni diferiți , ci de anumite particularități ale mecanismului de creștere , luând în considerare viteza de creștere a grafitului .

Masa metalică de bază a fontelor cenușii cu grafit lamelar , nealiate , constă din ferită și ( sau ) perlită . În afara acestor constituienți , în componența masei metalice a fontei mai pot să intre cementita liberă și eutecticul fosforos . Caracteristicile acestor constituienți vor determina proprietățile mecanice ale fontelor turnate în piese .

Mărirea proporției de perlită și deci micșorarea celei de ferită va conduce la creșterea rezistenței la tracțiune și a durității fontelor turnate în piese . Apariția cementitei libere și a eutecticului fosforos determină , în primul rând , o creștere a durității .

Fontele cenușii cu grafit lamelar modificat sunt caracterizate prin proprietăți mecanice ridicate , determinate de o masă metalică preponderent perlitică , cu un grad de dispersie al perlitului ridicat ( perlită fină ) și de un grafit lamelar de tip A , uniform repartizat în structură .

Din punct de vedere al gradului de saturație în carbon , aceste fonte se situează în domeniul hipoeutectic , cu un grad de saturație în carbon redus .

Fontele cu grafit vermicular au o sensibilitate mai mare la formarea feritei la transformarea eutectoidă . Alături de grafitul vermicular , în structura fontei pot să apară separări de grafit nodular , dar este posibilă și o anomalie a feritei , care apare în structură alături de cementita liberă . Prin urmare , fontele cu grafit vermicular pot prezenta o structură feritică , ferito-perlitică sau perlitică .



### 1.3. MECANISMUL OBȚINERII SEPARĂRILOR COMPACTE DE GRAFIT.

Producerea fontelor modificate cu grafit compact obținute prin modificare presupune cunoașterea mecanismului care stă la baza efectului modificator , în urma căruia se obține forma intermediară de grafit analizată și anume : care este mecanismul compactizării separărilor de grafit ( modificare pentru compactizare ) și cel al măririi numărului de separări de grafit pe unitatea de volum ( modificare pentru grafitizare ) [ 60 ] .

În toate fontele efectul modificator al elementelor introduse în baia metalică determină direct aproape toate proprietățile ( mecanice , fizice , de exploatare și tehnologice ) [ 60 ] .

Elementele modificatoare care determină compactizarea separărilor de grafit în procesul de germinare și de creștere a acestora sunt : magneziul , ceriul , ytriul , EPR ( elemente din grupa pământurilor rare , lantanide și actinide ) .

#### 1.3.1. Teoria adsorbției preferențiale a elementelor modificatoare la suprafața germenilor de grafit și a rafinării acestora .

Se cunoaște că în condițiile fontelor tehnice , forma naturală a separărilor de grafit este lamelară ca urmare a faptului că viteza de creștere a grafitului în direcția " a " (  $v_A$  ) ( perpendiculară pe muchia prisme ) este mai mare decât cea corespunzătoare axei " c " ( perpendiculară pe hexagonul de bază al rețelei (  $v_C$  ) .

Pentru obținerea fontelor cu grafit vermicular sau lamelar modificat pot fi întâlnite două scheme ale mecanismului de modificare pentru compactizarea grafitului în comparație cu fonta cu grafit nodular :

- folosirea numai a elementelor modificatoare în proporție redusă ;
- folosirea concomitentă a elementelor modificatoare alături de elemente antimodificatoare .

Viteza de creștere a grafitului în condiții reale de solidificare , în  $\text{\AA}/\text{s}$  [ 7 ] :

$$v = \frac{3 \cdot \Delta S^2 \cdot K \cdot \Delta T^2 \cdot T}{8 \cdot \sigma^2 \cdot V \cdot R \cdot N \cdot r} \quad (1.2)$$

în care :  $\Delta S$  este diferența de entropie între fazele solide și lichide ,  $\text{J/K}$  ;

$\Delta T$  - gradul de subrăcire ,  $^{\circ}\text{C}$  ;

$T$  - temperatura ,  $^{\circ}\text{C}$  ;

$V$  - volumul molar ,  $\text{g/mol}$  ;

$\sigma$  - tensiunea interfațială , în sistemul cristal - topitură ,  $\text{erg/cm}^2$  ;

$\eta$  - vâscozitatea fontei ,  $\text{cm}^2$  ;

$r$  - raza ionului de carbon ,  $\text{\AA}$  ;

$K$  - constanta Boltzman ;

$R$  - constanta gazelor .

*Calcule*

*...*

Tensiunea interfazică depinde de tensiunea superficială a grafitului conform relației :

$$\sigma = \sigma_G - \sigma_o \cdot \cos\theta \quad ( 1.3 )$$

in care :  $\sigma_G$  este tensiunea superficială a grafitului , erg/cm<sup>2</sup> ;

$\sigma_o$  - tensiunea superficială a fontei , erg/cm<sup>2</sup> ;

$\theta$  - unghiul de umectare grafit- lichid .

Grafitul lamelar se obține in condițiile in care raportul vitezei pe cele două plane ( direcții de creștere ale grafitului ) este de  $v_{(1010)} : v_{(0001)} \approx 5,5$  .

Tensiunea superficială a grafitului (  $\sigma_G$  ) are valoarea de 4300 erg / cm<sup>2</sup> pe planul de bază ( 0001 ) și de 2900 erg / cm<sup>2</sup> pe planele ( 1010 ) la un unghi de umectare  $\theta = 130^\circ$  .

Introducerea unor elemente modificatoare ( magneziu , ceriu , ytriu ) in fontă, care reactionează cu oxigenul și sulful , pe care le indepartează de la suprafața separărilor de grafit , determină o creștere a tensiunii superficiale cu 450...500 erg/cm<sup>2</sup> și o creștere a unghiului de umectare la  $140^\circ$  . Concomitent cu aceste fenomene se produce și o micșorare a valorii vâscozității fontei .

Așadar la fontele cu grafit lamelar ,  $v_P > v_B$  ( fig . 1.4 ) .

Elementele modificatoare de compactizare schimbă raportul dintre  $v_P$  și  $v_B$  in sensul că  $v_P$  devine egal cu  $v_B$  sau chiar mai mic (  $v_P < v_B$  ) [ 60 ] .

Schimbarea vitezei de creștere dintr-o direcție sau alta a rețelei de cristalizare a grafitului poate fi realizată , in principal , pe două căi :

- variația tensiunii interfazice la cristalizarea fontei ;
- variația gradului de subrăcire la cristalizarea fontei .

Elementele modificatoare ( nodulizante ) , introduse in fontă , actionează direct asupra clasterilor existenți in faza lichidă metalică , intrând in reacție cu atomii de sulf și oxigen . Ambele elemente sunt puternic active superficial și formează legături puternice cu atomii de carbon din clasteri sau din fazele grafitice , obținându-se macromolecule de tip - C - O - si - C - O - C - [ 60 ] .

Așa se explică creșterea solubilității carbonului in fonta lichidă odată cu creșterea conținutului de carbon .

Prezența compușilor S - C și O - C pe suprafața pachetelor de grafit determină mărirea stabilității acestora la supraincălziri și mențineri .

Adsorbția atomilor de sulf și oxigen se realizează la legăturile libere  $\sigma$  ale macromoleculelor de grafit - fier ( fig . 1.4 [ 60 ] ) .

Datorită afinității ridicate a elementelor modificatoare față de oxigen și sulf , se elimină straturile superficiale de adsorbție de pe suprafața microgrupărilor de grafit și prin aceasta provoacă creșterea gradului de saturație in carbon , mărirea tensiunii superficiale fontă lichidă - atmosferă și mărirea tensiunii interfaziale grafit -fază metalică lichidă .

Efectul de compactizare al grafitului obținut in urma introducerii elementelor modificatoare in fonta lichidă , constă in urmatoarele procese :

- micșorarea conținutului de oxigen și sulf din fontă și deci ,de la suprafața microgrupărilor de grafit ( clasteri , faze grafitice ) ; oxigenul și sulful formează compuși cu elementele modificatoare ( MgS , MgO ) ;
- creșterea tensiunii superficiale a fontei lichide in contact cu aerul , datorită

reducerii conținutului elementului superficial activ ;

- creșterea valorii tensiunii interfazice dintre microgrupările de grafit și faza metalică lichidă ( soluția ideală Fe - C ) ca urmare a micșorării conținutului de oxigen și sulf de la interfața grafit - lichid ;

- creșterea tensiunii interfazice grafit - lichid în direcția rețelei grafitului  $\sigma_{L-G(1010)}$  caracterizată printr-un număr mai mic de atomi de carbon și deci printr-o compactitate mai mică ; la aceste interfețe se elimină mai ușor atomii de sulf și oxigen ;

- creșterea gradului de subrăcire la cristalizarea eutectică a fontei .

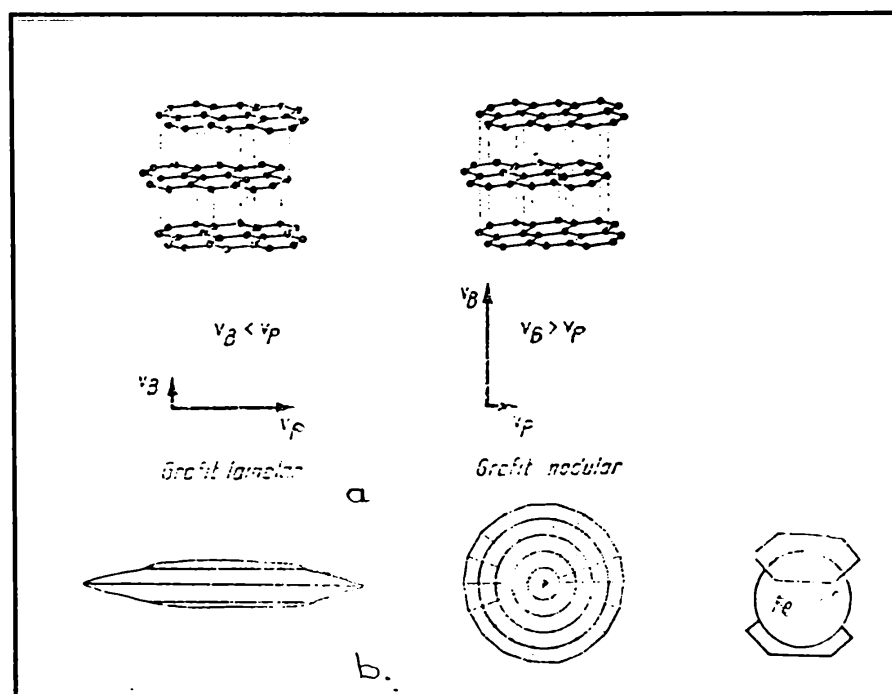


Fig. 1.4. Direcțiile de creștere a separărilor de grafit ( a ) și structura complexului macromolecular ( b ) [ 60 ] .

Experimentările efectuate [ 3 ] , [ 27 ] au evidențiat mecanismul modificării fontelor în cazul introducerii elementelor din grupa pământurilor rare în fonta lichidă.

În fontele tehnice , impuritățile active superficial ( oxigenul și sulful ) sunt adsorbite cu precădere pe suprafețe cu densitate mai mare în atomi de carbon ale clasterilor de grafit . La aceste suprafețe sunt cele mai multe posibilități de realizare a legăturilor  $\sigma$  , care conduc la formarea de punți cu macromoleculele de Fe - C . În aceste condiții viteza de creștere a grafitului pe fețele prisme la care sunt adsorbite mai puține impurități .

Se consideră că în aliajele Fe - C - Si pure , starea naturală de creștere a grafitului este cea sferoidală , datorită tensiunii superficiale ridicate , în timp ce sub acțiunea impurităților are loc un proces de degenerare a grafitului ( fig. 1.5 )

Mecanismul modificării formei grafitului bazat pe schimbarea vitezei de creștere în cele două direcții ale rețelei grafitului ( a și c ) presupune contactul elementelor modificatoare cu pachetele de grafit din fonta lichidă . Acest contact se realizează foarte ușor în cazul magneziului care se găsește în stare gazoasă în fonta

lichidă.

Se poate considera că elementele modificatoare nodulizante au mai mult un rol chimic , determinând " rafinarea " structurilor superficiale ale particulelor grafitice și deci diminuarea conținutului elementelor activ superficiale : oxigenul și sulfurul .

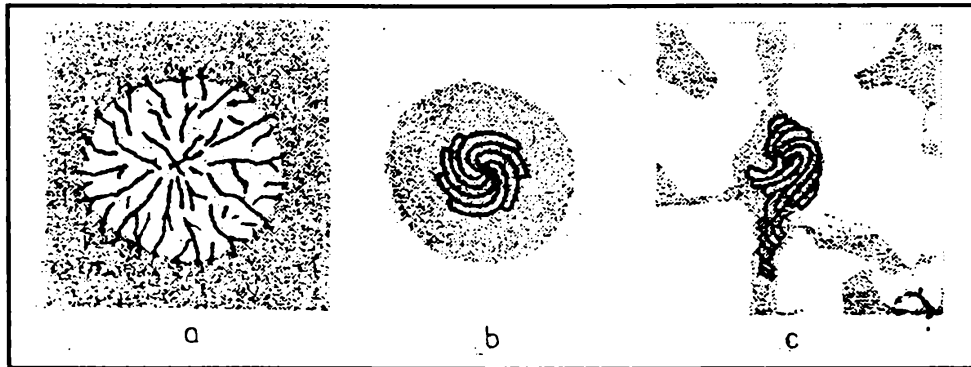


Fig. 1.5. Schema de creștere a celulelor eutectice , în cazul grafitului lamelar ( a ) , nodular ( b ) și vermicular ( c ) [ 60 ] .

Datorită schimbării vitezelor de creștere a pachetelor de grafit submicroscopice rezultă germeni cu compactitate variată , în funcție de natura fontei lichide și tehnica modificării acestuia . Așadar , germenii de grafit dobândesc chiar de la bun început o formă compactă . Creșterea în continuare a lor , se desfășoară fie prin depunerea succesivă pe suprafețele cristaline ale gemenilor a straturilor bidimensionale , fie prin depunerea în spirală , cauzată de prezența unor defecte pe suprafața cristalelor .

**1.3.2 Ipoteza dezagregării pachetelor de grafit [ 3 ]** , ia în considerare posibilitatea adsorbției elementelor modificatoare ; după distrugerea stratului de legătură C - O și C - S , pe suprafața pachetelor de grafit ereditare , cu dimensiuni foarte mici de ordinul a  $10^{-6} \dots 10^{-7}$  cm și patrunderii în fisurile și porii acestor pachete. Ca urmare , în zonele de penetrare apar tensiuni de adsorbție , care determină accentuarea fisurilor și dezagregarea pachetelor - germeni de grafit și formarea mai multor ramuri , care tind să capete o repartizare tot mai mult radială ( fig. 1.5 ) . Fiecare ramură crește în direcția hexagonului de bază ( direcția axei a ) .

Prin urmare , formarea separărilor compacte de grafit are loc pornind de la pachete ( germeni ) lamelare .

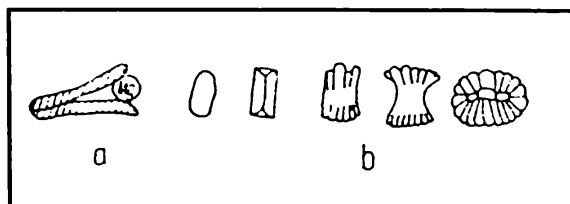


Fig. 1.6. Schema acțiunii modelului dezagregării pachetelor de grafit : a. dezagregarea grafitului ; b. - etapele de compactizare a separărilor de grafit [ 78 ] .

Elementele antimodificatoare ( arseniu , stibiu , staniu ) acționează asemănător oxigenului și sulfurului , formând legături cu atomii de carbon la suprafața

pachetelor de grafit. În contact cu atomii de magneziu, acestea formează compuși stabili și frânează procesul de adsorbție a atomilor acestora, iar efectul lor de dezagregare este împiedicat.

Elementele modificatoare sunt adsorbite la suprafața pachetelor de grafit ereditar, care reprezintă, de fapt, frânturi din rețeaua hexagonală cu atomii de carbon cu legături nesaturate, formând carburi ( $MgC_2$ ,  $CaC_2$ ,  $LaC_3$ , etc.). Aceste carburi sunt instabile și se descompun aproape fără difuzie în anumite microvolume ale fazei lichide, determinând formarea unor germeni amorfi de grafit, caracterizați prin orientarea în diferite direcții a hexagoanelor de bază din rețeaua cristalină. Germeții de grafit amorfi cresc întotdeauna în formă de separări compacte.

Subrăcirea critică a fontei lichide, necesară pentru creșterea germenilor de grafit sub formă sferică este dată de relația [ 72 ] :

$$\Delta T = \frac{2 \cdot D^v \cdot M \sigma_n \cdot C_\infty}{D^G \cdot \delta \cdot \rho \cdot R \cdot T} \quad (1.4)$$

în care  $D^v / D^G$  este raportul coeficienților difuziei atomilor de carbon, în volumul și la suprafața grafitului (pe baza prismei 001) ;

$M$  - masa carbonului, g ;

$\delta$  - grosimea stratului limită, Å ;

$\sigma_n$  - tensiunea specifică interfazică, erg/cm<sup>2</sup> ;

$\rho$  - densitatea grafitului, g/cm<sup>3</sup> ;

$C_\infty$  - concentrația de echilibru a carbonului, % ;

$R$  - constanta universală a gazelor.

Luând în considerare constantele din relația (1.3) și considerând raportul  $C_\infty/T = ct.$ , rezultă :

$$\Delta T_e^{critic} = \alpha \cdot \frac{D^v \sigma_n}{D^G} \quad (1.5)$$

Comparând rezultatele teoretice cu cele experimentale se pot trage următoarele concluzii :

- grafitul nodular se obține pentru  $\Delta T_e^{real} > \Delta T_e^{critic}$  ;
- grafitul vermicular se obține pentru  $\Delta T_e^{real} \approx \Delta T_e^{critic}$  ;
- elementele modificatoare au rolul de a asigura valori scăzute pentru  $\Delta T_e^{critic}$  ;
- mărimea  $D^v / D^G$  se poate schimba în procesul de cristalizare în funcție de cinetica distribuției interfazice a elementelor modificatoare și antimodificatoare.

În acest mod se poate explica posibilitatea obținerii formelor compacte de grafit, ca urmare a proceselor de rafinare, supraîncălziri, adaosuri mici de modificatori, la o viteză ridicată de răcire, asigurându-se grade ridicate de subrăcire. Chiar și la viteze mici de răcire, în prezența elementelor modificatoare, în fontă apar separări de grafit lamelar [ 69 ]. La grade reduse de subrăcire are loc un proces de creștere a grafitului în regim cinetic, în timp ce la subrăciri mai mari, creșterea are loc în regim de difuzie. Fluxul de difuzie al carbonului variază liniar cu subrăcirea, în timp ce viteza de creștere a separărilor de grafit este proporțională cu pătratul subrăcirii. La ieșirea din domeniul de creștere cinetică a grafitului, din cauza unor

subrăciri avansate creșterea separărilor de grafit este limitată de difuzia carbonului, astfel încât se obțin forme compacte de grafit [ 69].

Conform opiniei unor autori [ 99 ] , modificarea ar consta din procese de rafinare , coagulare și îndepărtare a incluziunilor , ceea ce determină creșterea gradului de subrăcire ( până la 30° C ) , condiție necesară pentru compactizarea grafitului .

## 1.4. PROBLEMA EREDITĂȚII LA FONTE .

Ereditatea la fonte constă în transmiterea unor proprietăți de la fontele brute folosite în încărcătură la fontele de a doua fuziune turnate în piese .

Proprietățile mai importante care se transmit sunt legate de procesele de contracție ( volumul de retasură , contracție liniară , tensiuni interne , tendință de formare a crăpăturilor ) , de procesele de degajare a gazelor ( formarea suflurilor ), de procesele de formare a structurii ( gradul de uniformitate a structurii , gradul de grafitizare ) [ 25 ] .

Cu cât fontele de primă fuziune sunt mai corespunzătoare din punctul de vedere al acestor proprietăți , cu atât fontele de a doua fuziune turnate în piese sunt de calitate mai bună .

Desigur , ereditatea, la retopirea fontelor brute, se constată mai ales în cazul calității necorespunzătoare a acestora , când fontele de a doua fuziune se caracterizează printr-un volum mare de retasură și o contracție liniară ridicată , ceea ce determină valori ridicate ale tensiunii interne și o tendință mare de formare a crăpăturilor . În unele cazuri , ereditatea se manifestă printr-o tendință mărită de formare a suflurilor , iar în altele , printr-o neuniformitate mai mare a structurii , ceea ce determină o neuniformitate accentuată a proprietăților fizico-mecanice pe secțiunea piesei turnate și în cazul grosimilor diferite a pereților piesei turnate , un grad de grafitizare diferit și neomogen [ 50 ] .

Așadar , în aceleași condiții de elaborare , de compoziție chimică și viteză de răcire , fontele de a doua fuziune pot fi foarte diferite din punct de vedere al proprietăților arătate , în funcție de valorile acestor proprietăți la fontele brute .

Ereditatea la retopirea fontelor brute se manifestă mai ales prin valori mari ale volumului de retasură concentrată și ale microretasurilor , printr-o tendință accentuată de formare a crăpăturilor la piesele turnate , prin durată mare de grafitizare la recoacerea fontelor maleabile , prin apariția de sufluri la emailare , prin durtăți și proprietăți de rezistență diferite , etc.

Uneori , pentru a evita efectul negativ al eredității , deci pentru a obține piese turnate sănătoase , se recurge la schimbări ale tehnologiei ( de exemplu , schimbarea sistemului de alimentare a piesei , crearea unor condiții deosebite de solidificare , supraîncălzirea fontei , alcătuirea diferită a încărcăturii , etc. ). Aceste schimbări și corectări ale tehnologiei frânează procesul normal de producție , mai ales în cazul producției de serie sau masă , ducând și la un consum ridicat de fontă lichidă .

### 1.4.1. Influența diferiților factori asupra eredității .

Se consideră că mecanismul de transmitere a anumitor proprietăți deși este foarte complicat , poate fi înțeles dacă se iau în considerare următoarele aspecte legate de fontele brute ( factorii de influență ) [ 25 ] , [ 76 ]:

a. - cantitatea și probabil , în mică măsură , compoziția și forma incluziunilor

nemetalice din fontă ;

b. - cantitatea , mărimea , forma și repartiția separărilor de grafit ;

c. - cantitatea gazelor ;

d. - prezența anumitor elemente ( stibiu , titan , arseniu , plumb , staniu , etc . ) care, deși se găsesc în fontă în proporții mici , modifică sensibil structura fontei brute de furnal [18] .

**a. Incluziunile nemetalice** joacă , în anumite cazuri , rolul de centre de grafitizare și deci influențează direct gradul de grafitizare . Cu cât este mai mare conținutul de incluziuni nemetalice din fontele brute , cu atât crește și cantitatea de grafit [ 25], [ 75 ] , [ 76 ] .

La simpla retopire a fontelor brute în cubilou și în cuptoare electrice cu arc și cu inducție , cantitatea de incluziuni nu variază sensibil de la o șarjă la alta . În felul acesta , tendința de grafitizare a fontelor de a doua fuziune depinde de conținutul de incluziuni din fontele folosite la retopire [ 75 ] , [ 76 ] .

**b. Separările de grafit** din fonta lichidă joacă un rol hotărâtor în procesul de grafitizare la modificarea fontei , deoarece ele constituie centre ideale de grafitizare.

Fontele brute de turnătorie sunt , în general , fonte hipereutectice din care, la răcire se separă grafitul primar [ 76 ] . La rândul lor , separările de grafit primar servesc drept centre de grafitizare la solidificarea fontelor turnate în piese . La retopirea fontelor brute în condițiile obișnuite din cubilou sau cuptor electric , separările mari de grafit nu se dizolvă total , rămânând în fonta lichidă . În continuare, la solidificarea fontei de a doua fuziune , aceste separări de grafit joacă rolul de centre de grafitizare [ 75 ] .

Așadar , cantitatea , mărimea , forma și distribuția separărilor de grafit din fontele brute influențează procesul de grafitizare la solidificarea fontelor de a doua fuziune .

Separările primare de grafit din fonta brută lichidă are influență nu numai asupra cantității , formei și distribuției componentei grafitice din fontele de a doua fuziune , dar și asupra anumitor parametri fizici cum ar fi : conductibilitatea termică, căldura specifică , greutatea specifică , fapt ce are o mare importanță în cazul turnării unor piese . Prin urmare , la aceeași compoziție chimică și viteză de răcire, însă la conținuturi diferite de grafit , fontele pot avea parametrii solidificării diferiți și de aici, valori diferite ale coeficienților de contracție în stare lichidă și solidă ( valori diferite ale volumului de retasură , ale contracției liniare gradului de compactitate , etc . ) .

Mai mulți autori [ 18 ] încearcă să explice problema complexă a eredității aproape exclusiv prin formarea grafitului în fontele cenușii de a doua fuziune turnate în piese . După părerea lui Levi [ 38 ] , centrele de cristalizare grafitice , păstrându-se la retopire , duc la cristalizarea grafitului .

Teoria centrelor grafitice de cristalizare a grafitului nu poate explica însă , lipsa efectului supraîncălzirii asupra eredității .

Nu se poate explica de ce fontele de cocs turnate la mașina de turnare , prezintă grafit grosolan ca și când ar fi solidificat la o viteză mică de răcire , iar după retopire și răcire lentă prezintă grafit fin [ 76 ] .

Cu cât temperatura în creuzetul furnalului este mai mare , cu atât solubilitatea carbonului este mai mare în fonta brută .



Fontele de la furnalele cu aer rece ( cu cocs sau cu mangal ) vor prezenta un grafit mai fin datorită conținutului redus de carbon .

Se presupune că zgurile obținute la furnalele cu mangal ar duce la obținerea unei fonte fără incluziuni submicroscopice , care joacă rolul de centri de grafitizare ori de cristalizare a masei metalice de bază pentru fontele brute de furnal [ 18 ] .

**c. Conținutul și natura gazelor** din fonta lichidă influențează structura masei metalice de bază și gradul de grafitizare al fontei , precum și tendința de formare a suflurilor în piesele turnate .

Astfel , hidrogenul care se găsește în cea mai mare parte în soluție , micșorează gradul de grafitizare al fontelor brute pentru turnătorie . Prin intermediul structurii masei metalice și a gradului de grafitizare , hidrogenul are o influență hotărâtoare asupra tendinței de formare a tensiunilor interne și a crăpăturilor la cald, asupra valorii proprietăților mecanice și fizice , etc . În același timp , hidrogenul favorizează formarea suflurilor și prin urmare , gradul de compactitate al fontei , reducându-l.

Oxigenul , care se găsește în fontele brute , în cea mai mare parte sub formă de oxizi, determină mărirea contracției , a tendinței de formare a crăpăturilor și creșterea durității fontei [ 25 ] .

Azotul , care se găsește , în general , sub formă de compuși , determină micșorarea gradului de grafitizare și reducerea dimensiunilor separărilor de grafit .

Așadar , gazele conținute în fonte influențează parametrii de cristalizare ai fontei ( tensiunea superficială , gradul de subrăcire , viteza de formare a centrelor de cristalizare și mai ales , de grafitizare ) și prin aceasta influențează contracția și tendința de formare a suflurilor .

În aceleași condiții de retopire , fontele brute cu un conținut mai ridicat de gaze vor conduce la obținerea unor fonte de a doua fuziune ce vor conține și ele o cantitate mai mare de gaze [ 76 ] .

**d. Elementele chimice** ce se regăsesc în unele fontele brute sub formă de impurități ( staniu, stibiu , titan , arseniu , cupru ) , chiar și la variații mici ale conținuturilor lor, influențează sensibil asupra structurii fontelor și implicit , contracția liniară a lor. Din acest motiv , se acordă o atenție mare prezenței acestor elemente în fontă [ 75 ], [ 21 ] .

#### **1.4.2. Influența condițiilor de elaborare asupra eredității .**

În consecință , se consideră că ereditatea , adică transmiterea anumitor proprietăți fizice și chimice de la fontele brute de la fontele de a doua fuziune , în timpul retopirii , se face prin intermediul incluziunilor nemetalice , a separărilor de grafit , a gazelor și a elementelor vătămătoare din fonte .

Factorii arătați anterior , prin intermediul cărora se transmit proprietățile în procesul de retopire , depind de condițiile de elaborare a fontelor brute .

Astfel , la elaborarea fontelor în furnale se poate afirma că , principalii factori care determină proprietățile " ereditare " sunt :

- 1 - reductibilitatea minereului ;
- 2- temperatura aerului și debitul ;
- 3 - natura combustibilului și a încărcăturii ;

- 4 - uniformitatea mersului furnalului ;
- 5 - condițiile de turnare a fontei în calupuri .
- 6 - regimul de temperatură din creuzet ;

**1) Influența reductibilității minereului** se manifestă prin [ 25 ] , [ 22 ] :

- creșterea conținutului de carbon dizolvat în fontă ;
- scăderea temperaturii de topire a fontei ;
- majorarea înălțimii parcurse de picăturile de fontă în furnal ;
- mărirea gradului de supraîncălzire a fontei .

Fontele pentru turnătorie elaborate pe bază de minereu ușor reductibil , prezintă cuiburi de grafit primar , lamele grosolane de grafit și o repartizare neuniformă în masa metalică de bază .

Prezența așchiilor de fontă sau de oțel în încărcătura metalică a furnalului determină reducerea timpului de topire a fontei , precum și o ușoară creștere a temperaturii fontei . Mărirea duratei de menținere a fontei în creuzetul furnalului , determină carburarea excesivă a acesteia și deci , creșterea cantității de grafit total și primar în fontă [ 25 ] .

**2) Temperatura aerului** . Elaborarea în furnale cu aer slab încălzit determină obținerea fontelor cu un conținut scăzut de carbon și siliciu și deci , cu separări mici de grafit primar [ 39 ] , [ 104 ] . Aceasta explică dependența gradului de dizolvare a carbonului în fier de temperatură , în timpul menținerii fontei în creuzetul furnalului.

Utilizarea aerului slab încălzit la elaborarea fontei în furnal elimină posibilitatea de pătrundere a minereului neredus în creuzetul furnalului .

Se presupune [ 25 ] că incluziunile nemetalice din fontă apar ca rezultat al pătrunderii minereului neredus în creuzet , cât și ca rezultat al reacției de dezoxidare a fontei în creuzet .

În cazul utilizării aerului slab încălzit , mersul furnalului este mai uniform .

Pe de altă parte , în cazul utilizării aerului slab încălzit , fonta este mai supraîncălzită , ceea ce ar conduce la o oxidare mai mică a fontei [ 25 ] .

Așa se explică de ce fontele elaborate în furnalele care funcționează cu aer slab încălzit , conțin o cantitate mai mică de incluziuni nemetalice , comparativ cu fontele elaborate în furnalele cu aer mai cald .

**3) Influența combustibilului** . Combustibilul utilizat la elaborarea fontei determină conținutul de incluziuni nemetalice , conținutul de gaze și de grafit din fonte .

Utilizarea unui cocs mărunt la elaborarea fontei , cu rezistență scăzută și cu un procent mare de cenușă , determină o variație mare a conținutului de carbon și de grafit fiind rezultatul mersului neregulat al furnalului , scăderii temperaturii în creuzet și creșterii conținutului de incluziuni nemetalice [ 18 ] , [ 34 ] .

Calitatea ridicată a cocsului ( conținut foarte mic de cenușă și granulație mare) conduce la obținerea unui conținut de carbon total și legat ce se situează în limite foarte înguste în fonte .

Dacă se compară fontele obținute cu cocs cu cele obținute cu mangal , se constată un conținut de carbon și grafit ce variază în limite foarte înguste în cazul utilizării mangalului , iar lamelele de grafit sunt mai mici și uniform distribuite în fontele cu mangal [ 18 ] .

**4) Mersul furnalului** . Funcționarea furnalului determinată de gradul de regularitate , starea tehnică a gurilor de aer , precum și de capacitatea acestuia,

influențează în mod deosebit caracteristicile fontei .

Astfel , o uzură avansată a gurilor de aer ( arse ) determină creșterea conținutului de hidrogen în fontă [ 34 ] , iar creșterea capacității furnalului creează condiții de creștere a conținutului de azot și hidrogen în fonte ca urmare a faptului că ele funcționează cu o presiune mai ridicată a aerului ( capacitatea de dizolvare a gazelor de către fonta lichidă este proporțională cu rădăcina pătrată a presiunii acestora ) [ 76 ] .

Funcționarea neregulată a furnalului conduce la obținerea unor conținuturi variabile de carbon și grafit în fonte , la forme variate a separărilor de grafit precum și la conținuturi variabile de incluziuni nemetalice . Aceste fenomene sunt determinate de variații ale gradului de reducere a minereului și de temperaturi din creuzet [ 22 ] , [ 23 ] .

**5) Condițiile de evacuare a fontelor brute .** Așa cum s-a menționat anterior, solubilitatea carbonului în fonta lichidă din creuzet , este dependentă de temperatură și de menținerea acesteia în creuzet furnalului [ 34 ] .

La evacuarea fontei din furnal și la menținerea ei în oală are loc o scădere a temperaturii fontei . În aceste condiții se produce separarea carbonului dizolvat în exces în baia metalică , sub formă de separări grosolane de grafit primar . Scăderea temperaturii fontei conduce însă și la mărirea vâscozității , ceea ce reduce posibilitatea de îndepărtare a acestor separări grosolane de grafit primar din fontă, rămânând înglobate în masa metalică [ 39 ] .

**6) Condițiile de turnare a fontelor brute .** Cu cât este mai mare durata de menținere a fontei lichide în oală ( la temperatură aproape constantă ) , cu atât este mai pronunțată micșorarea conținutului de carbon total și de grafit din fontă . Grafitul se ridică la suprafața fontei lichide [ 5 ] . Menținerea în oală a fontei lichide determină, de asemenea , decantarea incluziunilor nemetalice la suprafața acesteia [ 5 ] , [ 104 ] .

Mărirea vitezei de solidificare a fontei , prin reducerea masei calupurilor , conduce la frânarea separării grafitului primar , la micșorarea dimensiunilor lamelelor de grafit eutectic și deci , la îmbunătățirea calității fontei [ 5 ] .

Din datele prezentate rezultă că măsurile tehnologice care conduc la obținerea unei fonte brute de calitate pentru turnătorie ( cu conținuturi de carbon și grafit ce variază în limite reduse , cu separări de grafit primar în cantitate mică , cu conținuturi reduse de gaze și incluziuni nemetalice ) constau în primul rând , în scurtarea duratei de menținere a fontei în furnal , fapt ce se realizează prin ridicarea numărului de descărcări [ 23 ] , [ 24 ] .

Rezultatele practice demonstrează că reducerea conținutului de carbon în fontă în timpul răcirii și solidificării este cu atât mai mică cu cât conținutul de carbon la deșarjare este mai mic .

Conform datelor menționate , rezultă că influența hotărâtoare asupra calității fontei brute de turnătorie o are reductibilitatea minereului din încărcătură , regimul de temperatură din creuzet și fenomenele care se produc în timpul turnării fontei .

Reducerea conținutului de carbon total din fontă nu este întotdeauna calea cea mai bună pentru a se obține o fontă de calitate , având în vedere că se urmărește și obținerea anumitor calități de fontă de a doua fuziune , respectiv obținerea unor fonte cenușii de a doua fuziune modificate . Dacă însă se necesită acest lucru, este suficient a se acționa asupra procesului de dizolvare a carbonului în exces în fonta lichidă , frânând acest proces și deci , reducerea acțiunii de

separare ulterioară a lui în timpul procesului de răcire și solidificare .

Trebuie avut în vedere faptul că aglomerațiile ( cuiburile ) de grafit primar din zonele centrale ale calupurilor turnate de dimensiuni mari sunt mai periculoase decât cuiburile de grafit primar de pe suprafața lor . Grafitul primar din suprafața calupurilor de fontă turnate se îndepărtează mult mai ușor la retopirea fontei în cubilouri datorită gazelor din cubilou [ 23 ] . De aceea este indicată turnarea fontei de furnal pentru turnătorii în calupuri cu dimensiuni mai mici și cu greutatea cât mai mici .

Conținutul de siliciu din fontele de furnal influențează în mod deosebit conținutul de grafit primar deoarece creșterea conținutului de siliciu determină creșterea temperaturii în creuzetul furnalului , fenomen ce conduce în ultimă instanță, la dizolvarea carbonului în exces în fonta lichidă și apoi separarea lui sub formă de grafit primar la răcire . Scăderea conținutului de siliciu în fonta de furnal reduce această temperatură ,dar mărește solubilitatea carbonului în fontă ( nu dizolvarea ) [ 24 ] .

Uneori se pune întrebarea dacă defectele pieselor turnate din fontă nu sunt cauzate de condițiile de retopire a fontelor brute de furnal pentru turnătorie în cubilouri sau în cuptoare electrice și nicidecum de calitatea fontei brute .

De aceea , pe parcursul lucrării se va analiza atât elaborarea fontelor “ de primă fuziune “ în cuptorul electric cu arc și retopirea lor în cuptor electric cu inducție comparativ cu retopirea fontelor brute de furnal pentru turnătorie în acelașii cuptor electric cu inducție .

## CAPITOLUL II . STUDII ȘI CERCETĂRI PRIVIND ELABORAREA FONTELOR BRUTE DE PRIMĂ FUZIUNE ( DE FURNAL ) .

### 2.1. PARTICULARITĂȚILE FONTELOR BRUTE DE FURNAL PENTRU TURNĂTORIE .

Având în vedere că în continuarea lucrării se va încerca analiza comparativă a caracteristicilor și proprietăților fontelor brute de furnal și a fontelor sintetice elaborate în cuptoare electrice și influențele lor , la retopire , asupra fontelor cenușii de a doua fuziune , în continuare se vor prezenta câteva aspecte legate de elaborarea fontelor brute pentru turnătorie , în furnale .

Proprietățile ereditare ale fontelor brute pot fi apreciate în cazul în care se cunosc cantitatea de grafit și forma acestuia , masa metalică de bază , conținuturile de gaze , de incluziuni și de elemente nocive .

Fontele brute de mangal se caracterizează printr-un conținut mai mic de grafit primar datorită faptului că furnalele cu mangal funcționează la temperaturi mai scăzute cu 100...150°C față de furnalele mari care funcționează cu cocs [ 50] , [ 75].

În ceea ce privește conținuturile de gaze din fontele brute pentru turnătorie , elaborate în furnalele cu cocs , respectiv cu mangal , se cunoaște faptul că fontele brute de mangal au un conținut mai scăzut de oxigen ( legat sub formă de oxizi ( 0,0046 % ) față de cele elaborate cu cocs ( 0,014...0,020 % ) , iar conținuturile de azot și hidrogen sunt practic aceleași pentru cele două sorturi de fonte ( 0,0040...0,0042 % N , respectiv 0,0002 % H ) .

Fonta de cocs conține o cantitate mai mare de incluziuni nemetalice ( 0,338%) decât fonta de mangal ( 0,02 % ) . Acest lucru se datorează conținuturilor mai mari în cocs de  $Al_2O_3$  ,  $SiO_2$  ,  $FeO$  ,  $MnO$  precum și proceselor de elaborare și caracterului diferit al zgurilor .

Rezultatele practice au arătat că în cazul turnării unor piese din fontă cenușie cu greutate medie și configurație complexă , cu grosimi ale pereților ce variază între 5 și 50 mm , rebutul obținut se situează la un procent de 20...25 % datorită crăpăturilor la rece și ruperii pieselor în timpul curățirii în tobe de curățire . Aceste rezultate au fost puse pe seama utilizării în încărcătura metalică a unor fonte brute cu un conținut ridicat de siliciu [ 25 ] , [ 75 ] . Utilizarea în încărcătura metalică a unor fonte cu un conținut redus de siliciu și cu adaosuri de fontă de afinare au condus la creșterea valorilor proprietăților mecanice și reducerea procentului de rebut , păstrându-se în același timp și o bună prelucrabilitate mecanică a pieselor turnate [ 25 ] , [ 75 ] . Aceste fonte cenușii de a doua fuziune rezultate din utilizarea în încărcătura metalică a unor fonte brute de turnătorie , sărace în siliciu și a unor adaosuri de până la 25% fontă de afinare prezintă o structură a masei metalice de bază fină și uniformă , cu separări fine de grafit ceea ce conduce la o contracție mai redusă și la tensiuni

interne mai mici [ 116 ] .

S-a observat o micșorare a proprietăților mecanice și a compactității pieselor turnate pornind de la fonta brută produsă de același furnal odată cu trecerea acestuia la funcționarea cu aer cald obținut în caupere , ceea ce a condus la creșterea temperaturii aerului suflat [ 21 ] .

Se constată că la aceeași compoziție chimică , fontele elaborate în furnal cu mangal ( temperatura aerului : 570 °C , presiunea aerului : 3 atm. ) au proprietăți ceva mai ridicate (  $R_m = 120...180 \text{ N / mm}^2$  ; HB = 134...171 ) față de fontele de cocs (temperatura aerului : 700 °C ; presiunea aerului : 1 atm. ) (  $R_m = 85...155 \text{ N/mm}^2$  ; HB = 121...159 ) . Aceeași proporție se păstrează și la retopirea acestor fonte (  $R_m = 145...220 \text{ N / mm}^2$  ; HB = 158...195 , respectiv  $R_m = 120...180 \text{ N / mm}^2$  ; HB = 116...166 ) [ 50 ] .

Așadar , furnalele mici ce funcționează cu aer puțin încălzit ( până la 400°C), cu productivitate mică și cu o viteză mică de coborâre a încărcăturii dau cele mai bune calități de fonte .

Mărcile de fontă brută cu un conținut ridicat de siliciu , au o cantitate mai mare de grafit primar . Se constată astfel că mărcile de fontă FK3 , FK4 ( STAS 882-85 ) ( 2,70...3,25 % Si ) sunt mai puțin recomandabile pentru retopirea în cubilou . Aceste fonte au conținutul de carbon ( 3,5...4,8 % ) în stare liberă , sub formă de grafit .

Mai avantajoase sunt fontele de turnătorie cu siliciu mai scăzut ( 1,25...2,75 % ) ( FK0 , FK1 , FK2 ) , fontele de afinare cu un conținut de siliciu de 0,3... 1,5 % ( FAK0...FAK3 ) , ( STAS 882-85 ) și mărcile de fonte speciale cu conținutul de siliciu de 1,0...1,5 % ( FX0 ) , ( STAS 882-85 ) și cu un conținut de carbon de minim 3,7 % . În aceste fonte , carbonul se găsește într-o mare măsură în stare legată , iar grafitul sub formă de separări mici , care micșorează frecarea internă la curgerea fontei și deci , fluiditatea ei va crește .

Temperatura de topire a fontelor cu conținut de siliciu scăzut este mai mică decât a fontelor silicioase cu circa 100...150°C , iar conținutul de gaze este mai redus de 2...3 ori . Prin urmare , la același grad de încălzire a fontei , intervalul de supraîncălzire va fi mai mare ceea ce va conduce la dizolvarea mai completă a componentelor solide ( grafit ) și la creșterea fluidității fontei .

La conținuturi ridicate de siliciu , solubilitatea grafitului în masa metalică lichidă se micșorează , rezultând separări grosolane de grafit în structura fontelor turnate în piese [ 23 ] .

Trebuie să se țină cont și de faptul , că odată cu creșterea conținutului de carbon în fontă are loc o micșorare a intervalului de cristalizare , deci și a contracției în timpul cristalizării . Practica a demonstrat că majorarea conținutului de carbon cu 0,15...0,20 % , a condus la micșorarea bruscă a sensibilității fontei față de contracție și albire .

Conținutul de siliciu din fontele brute are o influență deosebită asupra calității fontelor de a doua fuziune elaborate în cubilou . Fontele brute , cu conținut ridicat de siliciu utilizate în încărcătura cubiloului, exercită o influență negativă asupra calității fontei , manifestată printr-o fluiditate mai scăzută , reducere a compactității pieselor turnate , proprietăți mecanice scăzute și printr-o cvasiizotropie mai pronunțată .

Pentru obținerea unei sume C + Si necesare , în cazul utilizării fontelor cu un conținut de siliciu scăzut în încărcătură , este necesară , însă utilizarea de FeSi ( 2...5 % ) în încărcătură care joacă și rolul de modificador . În aceste condiții ,

procesele de dezoxidare și modificare ale fontei au loc în condiții mai favorabile în cuptor , decât în oală . Cercetările au demonstrat că utilizarea unor feroaliaje în încărcătura cubiloului , în cantități de 1,0...1,5 % a condus la o scădere a conținutului de FeO în zgură ( cu circa 30 % ) și la desulfurarea fontei .

Utilizarea în încărcătura cubiloului a fontelor de primă fuziune cu un conținut scăzut de siliciu conduce la majorarea valorilor proprietăților mecanice cu 10...25 % ca urmare a obținerii unor forme optime a separărilor de grafit ( indiferent de condițiile de cristalizare ) și la reducerea procentului de fier vechi necesar în încărcătură de circa 2 ori [ 25 ] .

Cercetările arată că fluiditatea fontei ( obținută pe bază de fontă specială : 30...45 % , fontă de furnal FK0 : 20...45 % și fier vechi :5...15 % ) este mai mare decât a fontei obișnuite obținută prin retopirea fontei brute de furnal și crește odată cu creșterea temperaturii , fenomen ce se observă cu precădere în domeniul temperaturilor scăzute . Aceste valori ale fluidității se obțin ca urmare a unor conținuturi scăzute de incluziuni nemetalice și a dezoxidării fontei , prin utilizarea de FeSi în încărcătură .

Curba lichidus a fontelor este influențată cu precădere de carbon și mai puțin de siliciu . Prin urmare , temperatura cea mai scăzută de topire o au fontele de afinare .

Diferența de temperatură la supraîncălzire pentru fontele de afinare și fontele elaborate cu cocs ( sau cu mangal ) la o încălzire la temperatura de 1400°C , este de circa 200°C [ 25 ] .

Fontele de a doua fuziune obinute prin utilizarea în încărcătura metalică a cubiloului a fontelor de primă fuziune de turnătorie ( I ) , comparativ cu cele obținute din fontele de afinare ( II ) , au conținutul de oxizi de fier și de gaze mai mare .

Tabelul 2.1 .

Conținutul mediu de oxid feros din fontă și din zgură și conținutul mediu de gaze din fontă .

Sorturi de fontă	Conținutul mediu de FeO		Conținutul mediu de gaze în fontă		
	în zgură	în fontă	O, [ % ]	H, [cm <sup>3</sup> /100g]	N, [ % ]
I	4,469	0,00078	0,0036	3,17	0,0069
II	4,259	0,00071	0,0032	1,53	0,0042

Influența negativă a conținutului ridicat de mangan care prin formarea sulfurilor și a oxizilor ar conduce la micșorarea fluidității , este contracarată de mărirea gradului de dezoxidare al fontei și a micșorării dimensiunilor separărilor de grafit .

Așadar , pe baza datelor experimentale , rezultă că utilizarea fontelor brute cu siliciu scăzut și a fontelor de afinare în încărcătură , se reduce adaosul de fier vechi în aceasta, obținându-se o creștere a proprietăților fontelor de a doua fuziune.

## 2.2. CARACTERISTICILE FONTELOR BRUTE INDIGENE .

### 2.2.1. Compoziția chimică .

Din datele prezentate anterior , rezultă că proprietățile fontelor de a doua fuziune depind într-o mare măsură de proprietățile fontelor brute folosite în încărcătură [ 25 ] , [ 50 ] , [ 75 ] .

Din acest motiv , în turnătorie se acordă o mare atenție proprietăților fizico-chimice pe care le posedă fontele de turnătorie folosite în încărcătură , un interes deosebit prezentând cunoașterea caracteristicilor fontelor brute indigene elaborate în furnalele cu cocs din Călan , în furnalele cu mangal din Vlăhița și a celor de afinare elaborate în furnalele din Hunedoara .Calitatea fontelor brute este caracterizată atât de conținutul în elemente chimice , dar mai ales de variația acestora în cadrul aceleași mărci de fontă .

O importanță deosebită o prezintă conținutul de carbon liber ( grafit ) și conținutul de carbon legat .

La fontele brute pentru turnătorie elaborate în furnalele din Călan se constată că odată cu creșterea conținutului de siliciu , conținutul de carbon tinde să se micșoreze ( fig. 2.1 [ 35 ] ) .

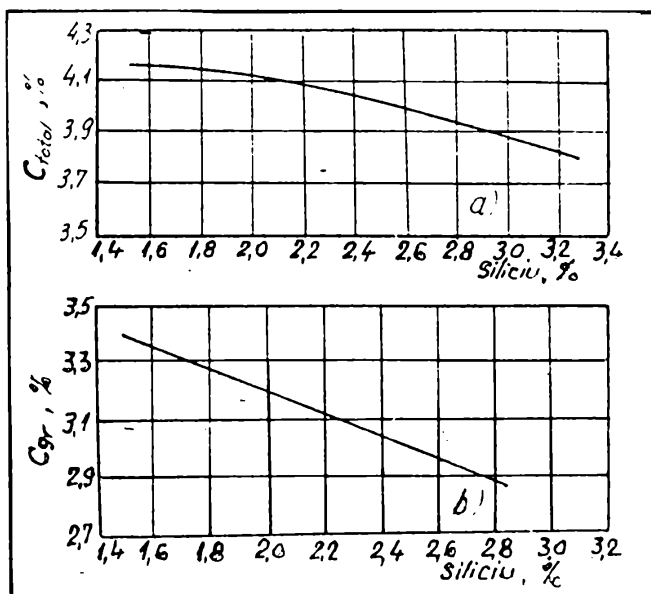


Fig .2.1. Variația conținutului de carbon total ( a ) și de grafit ( b ) din fontele Călan funcție de conținutul de siliciu [ 35 ] .

Aceeași corelație se constată și la fontele pentru turnătorie elaborate în furnalele din Vlăhița , precum și pentru fontele de afinare Ucraina ( fig. 2.2 [ 75 ] ) .



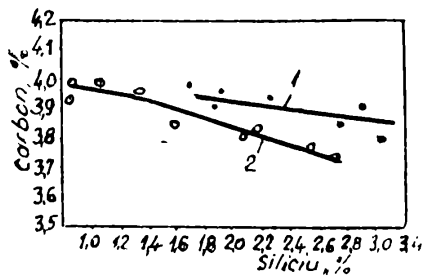


Fig. 2.2. Variația conținutului de carbon total în funcție de conținutul de siliciu pentru : 1. - fontele Vlăhița; 2. - fontele Ucraina .

La fontele Călan , spre deosebire de cele elaborate la Vlăhița se constată o variație foarte mare a conținutului de grafit , chiar și în cazul fontelor cu conținuturi apropiate de siliciu ( deci de aceeași marcă ) . Astfel , pentru o serie de fonte cu conținutul de siliciu cuprins între 2,25 și 2,3 % , conținutul de grafit variază între 2,9 și 3,4 % .

În ceea ce privește variația conținuturilor celorlalte elemente ( mangan , fosfor și sulf ) , fontele indigene se încadrează în grupele , categoriile și clasele prevăzute în STAS 882-85 .

Conținutul așaziselor elemente vătămătoare ( arseniu , stibiu , plumb , bismut , cupru , etc. ) în fontele Călan și Vlăhița , ca și în cazul celorlalte fonte brute pentru turnătorie indigene , este neînsemnat . Din analiza compoziției acestor fonte , privind elementele vătămătoare se observă că se regăsesc în cantități reduse și care , în conformitate cu datele din literatura de specialitate , nu au o influență deosebită asupra structurii și proprietăților fontelor de a doua fuziune [ 75 ] .

Dacă se fac referiri la compoziția chimică la aceste fonte indigene , rezultă următoarele :

Fonta Vlăhița are o puritate mai mare , deoarece în afară de elementele chimice de bază , conține numai 0,02 % Ni , 0,02 % Cu , 0,04 % Cr , 0,03...0,04 % V. Conținutul ridicat de fosfor în aceste fonte este rezultatul utilizării în furnal a aglomeratului autofondant fosforos .

Dintre toate elementele chimice din compoziția fontei de Călan , se consideră că numai prezența arseniului ar putea să ridice probleme în legătură cu utilizarea lor în scopuri speciale . Echivalând influența negativă a arseniului cu dublul influenței negative a sulfului [ 104 ] , ar rezulta că fonta de Călan se comportă ca o fontă cu un conținut de sulf de 0,078 % , la un conținut de arseniu de 0,023 % [ 108 ] .

Atât conținutul elementelor chimice de bază , cât și cel al elementelor însoțitoare din compoziția fontei este variabil ca urmare a schimbării frecvente a încărcăturii furnalului .

Forma și dimensiunile separărilor de grafit joacă un rol foarte important , dacă nu cel mai important , în transmiterea proprietăților fontelor la retopire . Condiția de bază o constituie obținerea unor fonte brute fără aglomerări și chiar fără lamele grosolane de grafit primar .

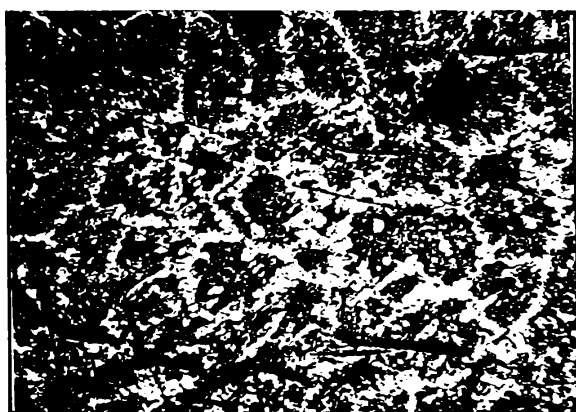
Întrucât , în prezent , fumaliștii nu posedă încă toate elementele de conducere a proceselor de reglare a conținutului de carbon este necesar să se cunoască mijloacele de influențare a procesului de dizolvare a carbonului în fonta brută prin reglarea temperaturii în creuzetul furnalului și micșorarea duratei de menținere a fontei pentru îmbunătățirea structurii fontelor brute turnate în blocuri .

Ținând seama de fluctuațiile importante ale conținutului de carbon, gaze, elemente nocive și mai ales ale conținuturilor de grafit , calitatea fontelor elaborate în furnalele din Călan necesită a fi îmbunătățită prin asigurarea unor condiții

constante de mers ale furnalelor sau prin tratarea după descărcarea furnalelor .

### 2.2.2. Conținuturile de gaze și incluziuni .

În vederea determinării conținutului de gaze din fontele brute și a tendinței de formare a suflurilor în pisele turnate , s-a determinat atât cantitatea de gaze conținută în probele răcite cu viteză mare ( turnate în cochile ) , cât și volumul de gaze degajate în timpul solidificării fontelor [ 75 ] .



a.



b.

Fig. 2.3. Fonta de prima fuziune elaborată în furnalele din Călan - structuri  
( a. 100 : 1 ; b. 500 : 1 ).



a.



b.

Fig. 2.4. Fonta de prima fuziune elaborată în furnalele din Vlăhița - structuri  
( a. 100 : 1 ; b. 500 : 1 ).

Conținutul de hidrogen la fontele brute indigene variază în limite foarte largi,

în funcție de condițiile de elaborare .

Astfel , la fontele elaborate în furnalele din Călan , conținutul de hidrogen variază între 2,5 și 4,75 cm<sup>3</sup> / 100g , aceste valori scăzând odată cu creșterea sumei conținuturilor de carbon și siliciu din fonte ( fig. 2.5 ) .

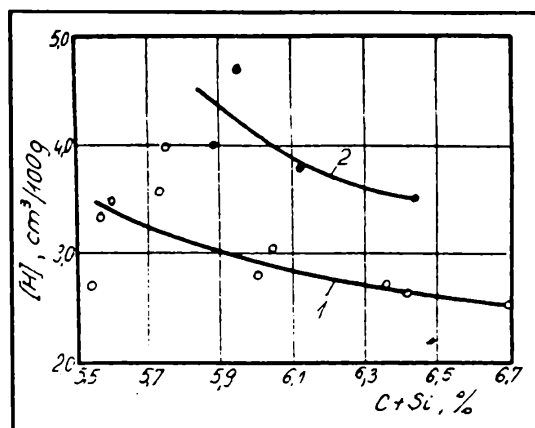


Fig. 2.5. Variația conținutului de hidrogen în unele din fontele brute pentru turnătorie elaborate la Călan , în funcție de suma C + Si : 1. - fonte elaborate în furnalul nr. 1 ( 250 m<sup>3</sup> ) ; 2. - fonte elaborate în furnalul nr. 2 ( 1000 m<sup>3</sup> ) .

În tabelul 2.2 se prezintă compoziția chimică medie a conținuturilor de gaze și incluziuni pe diferite sorturi de fonte de furnal .

Tabelul 2.2.

Conținutul de gaze și de incluziuni în fontele brute , elaborate în furnal [ 39 ] .

Felul fontei brute	Conținutul de gaze			Conținutul de incluziuni , [%]
	H , [cm <sup>3</sup> /100g]	N , [%]	O , [%]	
Călan	3,60	0,0180	0,180	0,40
Hunedoara (turnătorie)	2,30	0,0090	0,095	0,21
Hunedoara (afinare)	1,50	0,0024	0,060	0,10
Vlăhița	1,94	0,0080	0,050	0,30

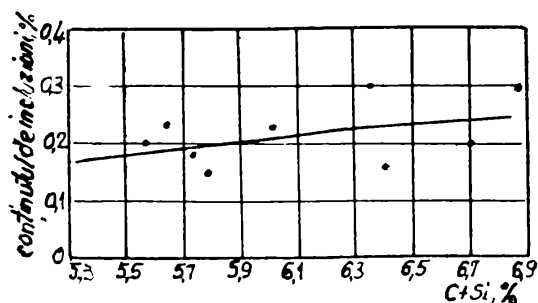
Conținutul de incluziuni în fontele Călan se mărește odată cu creșterea sumei conținuturilor de carbon și siliciu din aceste fonte ( fig. 2.6 ) .

Deci , fontele cu un conținut scăzut de siliciu ( FK0 și FK1 ) apropiate de fontele de afinare , au un conținut mai mic de incluziuni .

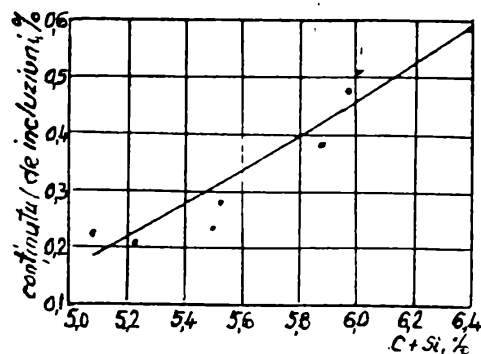
În ceea ce privește felul oxizilor separați din fontele brute prin electroliză , se constată că proporția cea mai mare o ocupă Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( 50...85 % ) , după care urmează Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> , SiO<sub>2</sub> , care sunt , în general , mai mici de 15 % și MnO , care este mai mic de 4 % .

Indicele de bazicitate al zgurilor în perioada de elaborare a fontelor studiate a variat între 1,05...1,15 , atât la fontele de furnal cât și la fontele turnate în piese ( de a doua fuziune elaborate în cubilou ) .

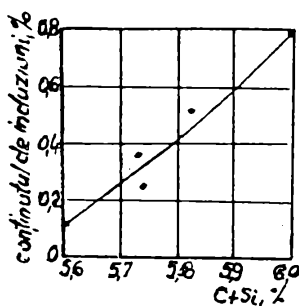
Pe baza datelor experimentale obținute , rezultă că fontele brute de turnătorie Călan se caracterizează printr-un conținut mai ridicat de gaze și de incluziuni , față de fontele brute Vlăhița .



a.



b.



c.

Fig. 2.6. Variația conținutului de incluziuni în fontele brute Călan în funcție de suma C + Si : a. - la evacuarea din furnalul nr. 1 ( 250 m<sup>3</sup> ) ; b. - la evacuarea din furnalul nr. 2 ( 1000 m<sup>3</sup> ) ; c. - înainte de turnarea pe bandă - furnalul nr. 1 .

### 2.2.3. Contactia fontelor brute .

Contactia volumică ( volumul de resură ) și liniară ( contracția liniară liberă ) reprezintă una dintre proprietățile fontelor brute care are cel mai puternic caracte ereditar [ 74 ] , [ 81 ] .

Valorile obținut pentru volumul de retasură , dilatarea inițială și contracția anteperlitică ale diferitelor fonte brute sunt determinate de suma C + Si , gradul de grafitizare și conținutul de grafit [ 74 ] . Deși suma C + Si reflectă mai bine compoziția chimică și gradul de grafitizare al fontei , ea nu indică precis factorul care are influență hotărâtoare asupra contracției fontelor și de aceea s-a făcut corelația adesea între contracție și conținutul de grafit și conținutul de carbon total din fontă.

Asupra contactiei , în cazul aceleași structuri a fontelor brute , pe lângă compoziția chimică și viteza de răcire , influențează conținutul de gaze și de incluziuni nemetalice din fonte care sunt determinate în cea mai mare parte de compoziția încărcăturii și regimul de lucru al furnalului [ 5 ] .

Deoarece conținutul de mangan , fosfor și sulf în fontele studiate variază în

limite foarte strânse , se poate considera că suma C + Si și viteza de răcire , care determină gradul de grafitizare al fontei , sunt factorii care trebuie luați în considerare la interpretarea rezultatelor experimentale privind contracția. S-a urmărit ca temperatura de turnare a probelor să fie menținută constantă , asigurându-se și o viteză constantă de răcire .

În baza a numeroase date obținute în urma cercetărilor experimentale efectuate s-a putut stabili o anumită corelație care caracterizează fontele brute indigene din punct de vedere al contracției [ 74 ] .

Rezultatele acestor cercetări sunt materializate pentru fontele brute indigene în valori ale volumului de retasură cuprinse între 2 și 8 % , pentru fontele Călan , volum care se micșorează odată cu creșterea valorii sumei C + Si și deci , prin creșterea cantității de grafit [ 74 ] ( fig. 2. 7 ) și pentru fontele brute de furnal Hunedoara [ 74 ] ( fig. 2.8 ) .

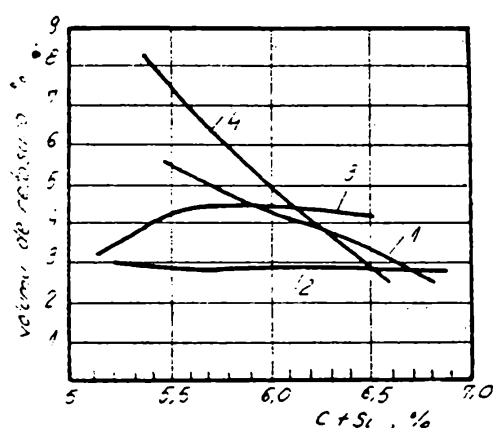


Fig. 2.7. Influența sumei C + Si , asupra volumului de retasură al fontelor brute ( Probele turnate la evacuarea fontelor din furnal . Temperatura de turnare 1330...1360°C) : 1 - fonte elaborate furnalul nr. 1 Călan; 2 - fonte elaborate în furnalul nr. 2 Călan ; 3 - fonte elaborate în furnalul nr. 2 Călan ; 4 - fonte elaborate în furnalul nr. 1 și 2 Călan (amestecate) , înainte de turnarea pe bandă, temperatura de turnare 1200...1250°C .

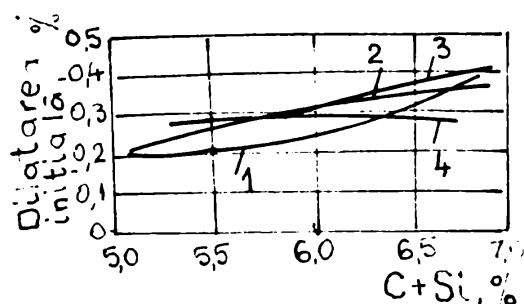


Fig. 2.8. Influența sumei C + Si asupra dilatării inițiale a fontelor brute . Probele turnate la evacuarea fontelor din furnal. Temperatura de turnare : 1330...1360 ° C .

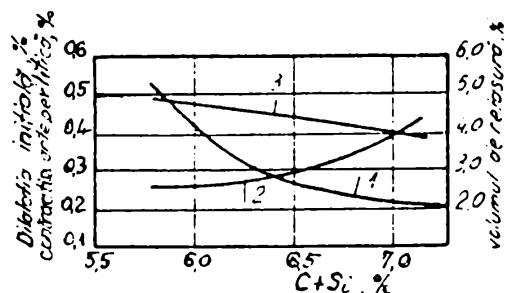


Fig. 2.9. Influența sumei C+ Si asupra caracteristicilor de turnare a fontelor brute pentru turnătorie elaborate la Hunedoara . 1- volumul de retasură ; 2 - dilatarea inițială ; 3 - contracția anteperlitică.

De asemenea , a rezultat faptul că aceleași fontele brute înainte de turnarea pe bandă au un volum de retasură sensibil mai ridicat decât fontele brute , la evacuarea din furnal. La solidificarea și răcirea fontelor brute se constată o dilatare inițială , care variază între 0,2 și 0,4 % în funcție de suma C + Si , ea fiind practic aceeași pentru diferitele fonte brute indigene ( fig. 2.8 și 2.9 ) .

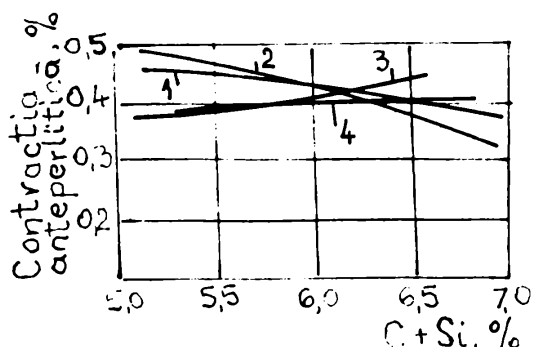


Fig. 2.10. Influența sumei C + Si asupra contracției anteperlitice a fontelor brute . Probele sunt turnate la evacuarea din furnal . Temperatura de turnare : 1300...1360°C .

După retopire , corelația menționată nu se mai menține ceea ce demonstrează că și în cazul fontelor brute , factorul care influențează dilatarea inițială este conținutul de grafit care se separă la cristalizarea eutectică [ 5 ] , [ 74 ] . Con tracția anteperlitică , din același motiv , se micșorează la toate fontele brute odată cu creșterea gradului de grafitizare ( fig. 2.8 și 2.10 ) .

Con tracția liberă totală a fontelor brute cenușii obținute la Călan și Hunedoara, variază între 0,8 și 1,3 % , respectiv între 1,1 și 1,9 % pentru fontele de afinare [ 74 ] .

În ceea ce privește contracția fontelor brute indigene se pot trage următoarele concluzii :

- contracția volumică ( volumul de retasură ) și cea liniară ( dilatarea inițială , contracția anteperlitică și dilatarea eutectoidă ) a fontelor brute pentru turnătorie variază în cadrul aceleași mărci de fontă , în funcție de suma C + Si și conținutul de grafit . Așadar , fontele din aceeași marcă pot să se comporte foarte diferit din punct de vedere al proceselor de contracție și deci nu se poate face o legătură cât de cât științifică între contracție și marca fontei . Acest fapt se datorează gradului de grafitizare (  $C_{gr} / C_t$  ) și a compoziției chimice ( suma C + Si ) diferite .
- dilatarea inițială a fontelor pentru turnătorie Călan și Hunedoara , practic nu diferă prea mult . Prin retopire , dilatarea inițială se micșorează;
- contracția anteperlitică a fontelor brute pentru turnătorie Călan și Hunedoara este apropiată de mărimea contracției anteperlitice a fontelor retopite în cuptoare electrice cu inducție , în cubilou sau în cuptor rotativ.

## **CAPITOLUL III . STUDII ȘI CERCETĂRI PRIVIND ÎMBUNĂTĂȚIREA PROPRIETĂȚILOR FONTELOR BRUTE DE TURNĂTORIE .**

Din studiile bibliografice referitoare la o extrem de bogată cercetare și stabilire a proprietăților fontelor brute , cu precădere a celor destinate retopirii și turnării în piese ( fonte cenușii brute ) a reieșit clar că :

1- Nu pot fi stăpânite procesele din furnal ( vezi capitolul 2 ) din cauza unor multitudini de factori :

- volumele foarte variate ale furnalelor ( în țara noastră , 70...2900 m<sup>3</sup> ) ;
- încărcături ale furnalelor extrem de diferite ca proveniență , granulație , stoc, etc.;

- cocs de de foarte diferite calități și proveniențe;

- grad de preparare și procent diferit de folosire a minereurilor în încărcătura furnalelor ;

- mers hidraulic al furnalelor extrem de variat datorat parametrilor aerului suflat și nu numai ;

- sistem de încărcare și deci , și descărcare a materialelor diferit ;

- investirea furnalelor cu aparatură foarte variată și controlul mersului furnalelor neperfecționate ;

- timpi variați de descărcare chiar la aceleași volume ale furnalelor , etc.

2 - Turnarea în calupuri se face , de asemenea la :

- la viteze diferite de turnare ;

- la temperaturi diferite de turnare ;

- forme , dimensiuni și mase diferite ale calupurilor , deci viteze diferite de solidificare și răcire rezultând structuri metalografice diferite , etc.

În această situație , s-a impus stabilirea relativă a proprietăților fontelor brute de turnătorie , știut fiind că aceste proprietăți influențează direct proprietățile fontelor de turnătorie de a doua fuziune , după turnarea în piese . Astfel , s-a impus cu necesitate găsirea unor metode simple , eficiente , ieftine , stabile , care să asigure o calitate corespunzătoare fontelor brute de turnătorie .

### **3.1. TRATAREA FONTELOR BRUTE ÎN STARE LICHIDĂ , FĂRĂ MODIFICAREA COMPOZIȚIEI CHIMICE .**

#### **3.1.1. Tratarea cu gaze .**

Prin tratarea fontelor cu gaze , în stare lichidă , după descărcarea furnalelor, se urmărește îmbunătățirea calității acestora .

În cazul fontelor brute , prin îmbunătățirea calității se înțelege finisarea structurii primare : micșorarea dimensiunilor separărilor de grafit și ale grăunților mari ai masei metalice de bază . Se cunoaște că la topirea în cubilou și în alte agregate , fontele de primă fuziune cu lamele fine de grafit ( în aceleași condiții date) se topesc mai repede , se supraîncălzesc mai mult în stare lichidă și conțin mai puțin grafit remanent [ 81 ] .

Se poate afirma că procesul de transmitere a proprietăților ( fenomenul de ereditate ) la elaborarea fontelor de a doua fuziune este determinat , în principal , de prezența grafitului remanent nedizolvat din fonta brută .

Pentru micșorarea influenței negative a fontelor brute , în practica industrială se utilizează diferite procedee și soluții tehnologice la retopire , dintre care cele mai importante sunt următoarele :

- alcătuirea încărcăturii din mai multe sorturi de fonte brute , cu conținuturi diferite de siliciu și deci , cu grad de grafitizare variat ;
- folosirea în încărcătură a fontelor brute de afinare sau a fontelor brute speciale elaborate pe bază de mangal sau pe bază de minereuri speciale ( de exemplu : fontele australiene , fontele suedeze , fontele Sorrel ) ;
- folosirea fontelor brute tratate în stare lichidă cu gaze ( de exemplu : azot , gaz metan ) .

Cea mai utilizată metodă o constituie gasmetalurgia a cărei efect este determinat de modul de introducere a gazelor în fonta lichidă și de natura gazelor:

- introducerea gazelor inerte ( azot , argon ) sau a gazelor active ( gaz metan ) în condiții de nedescompunere , prin tuburi de materiale inerte ( cu excepția grafitului) care conduc la barbotarea băii metalice și la micșorarea conținutului de gaze și incluziuni din fonta lichidă , fără ca să se producă modificări importante ale compoziției chimice ( cu excepția conținutului de carbon și de grafit ) ;
- introducerea gazelor active ( gaz metan , amoniac ) care produc barbotarea băii metalice , modificarea conținutului de gaze din fonta lichidă ( hidrogen , azot ) , precum și o schimbare pronunțată a structurii și a proprietăților fontelor ( ca și în cazul anterior , conținutul elementelor chimice din compoziția chimică de bază nu se modifică ) ;
- introducerea în baia metalică a gazelor ( active , inerte și active nedescompuse) prin tuburi de grafit . În acest caz are loc un proces de inoculare a fontei ca urmare a separărilor de grafit care se desprind din tub ceea ce produce o schimbare importantă a structurii și proprietăților fontelor . Conținutul elementelor chimice de bază din compoziția fontei se modifică foarte puțin [ 8 ] , [ 82 ] .

Ultimele două procedee de tratare a fontelor brute în stare lichidă determină apariția unor procese mai complexe , de modificare și microaliere .

În continuare vom analiza posibilitatea de îmbunătățire a calității fontelor brute elaborate în furnale , pentru turnătorie , prin tratarea cu gaze inerte sau active nedescompuse , insuflăte în baia metalică prin tuburi inerte sau prin dopuri poroase. Gazele utilizate în acest sens sunt : azot , argon și gaz metan . Gazul metan se insuflă în fonta lichidă în cantități mici și neîncălzit , prin tuburi refractare pentru a nu se produce descompunerea lui în baia metalică.



### 3.1.1.1. Tratamentul cu azot .

Tratarea cu azot se aplică mai mult la fontele de a doua fuziune , caz în care se urmărește obținerea unui efect modificador . În acest scop , pentru insuflarea azotului se utilizează tuburi de grafit [ 8 ] , [ 20 ] , [ 82 ] , [ 104 ] , [ 105 ] .

Totuși rolul hotărâtor în procesul de modificare al fontelor îl au particulele de grafit din componența tubului de grafit prin care se insuflă azot . Acest proces de modificare este similar cu cel în care se utilizează grafitul ca modificador propriu-zis.

Tratarea fontelor brute de turnătorie cu azot este un procedeu destul de rar utilizat [ 38 ] , [ 102 ] , [ 104 ] , [ 115 ] .

În cazul procedurii " Gazal " , azotul se introduce în fonta lichidă printr-un dop poros care se găsește amplasat la fundul oalei de turnare . Prin introducerea a  $100 \text{ cm}^3$  de azot se formează circa 2.000.000 milioane bule . La introducerea normală a azotului în baia metalică ( prin tuburi ) se formează numai 1960 bule .

În urma tratamentului cu azot prin dop poros a fontelor lichide se obține o îmbunătățire a formei și dimensiunilor separărilor de grafit și a grăuntelui masei metalice de bază , o creștere a rezistenței la rupere la tracțiune , a rezistenței la rupere la încovoiere , iar duritatea variază foarte puțin [ 115 ] .

În Franța s-a aplicat tratarea fontei lichide cu azot în oale de turnare cu capacitatea de 40 tone prin procedeu " Gazal " . Condițiile de tratare a fontei lichide au fost următoarele :

- productivitatea mașinii de turnat calupuri :  $1000 \text{ t / h}$  ;
- consumul de azot :  $1000 \text{ t / h}$  ;
- micșorarea temperaturii fontei lichide în timpul tratării :  $100...120^\circ\text{C}$  .

Rezultatele tratării fontelor brute de turnătorie din Franța prin procedeu "Gazal" au constatat în obținerea unei creșteri a rezistenței la rupere la tracțiune de la  $155$  la  $190 \text{ N / mm}^2$  ca urmare a micșorării dimensiunilor separărilor de grafit de  $10...40$  ori [ 102 ] .

Tratarea cu azot în cazul fontelor brute hipoeutectice determină mărirea rezistenței fontei cu  $50...70 \%$  , ca urmare a creșterii numărului de celule eutectice [ 104 ] .

Rezultate similare celorlalte procedee de tratare a fontelor brute cu alte gaze ( argon , hidrogen , bioxid de carbon , gaz metan ) se obțin și în cazul barbotării băii metalice cu azot și care constau în reducerea conținutului de gaze și de incluziuni nemetalice din fonte [ 104 ] .

De obicei se utilizează azot molecular de puritate tehnică ce conține  $0,05 \%$  oxigen , pentru tratarea fontei lichide brute . După tratarea cu azot a fontelor lichide , conținutul acestuia în fontele brute de turnătorie variază de la  $1,25 \text{ m}^3$  / tona de fontă ( la 5 minute după barbotare ) și  $3,5 \text{ m}^3$  / tona de fontă ( la 14 minute după barbotare ) [ 38 ] .

Tratarea fontelor brute cu azot activ ( amoniac ) conduce la mărirea proporției de perlită în structura fontelor . Această influență a azotului a fost îndreptată în scopul îmbunătățirii calității fontei de a doua fuziune destinate turnării lingotierelor mici (  $8...10$  tone ) . În urma acestui procedeu , s-a constatat o micșorare a tendinței de formare a rețelelor de retasuri pe suprafața lingotierelor , iar proprietățile mecanice s-au mărit cu  $40 \%$  [ 33 ] . Durata de barbotare a fost de  $2...2,5$  minute .

După tratarea cu amoniac , temperatura fontei lichide se micșorează la 1160...1170°C, iar durabilitatea lingotierelor obținute s-a majorat cu 10...15 % .

### 3.1.1.2. Tratamentul cu gaz metan .

În condițiile nedescompunerii gazului metan sau a unei descompuneri neînsemnate de până la 5 % , barbotarea acestuia în fonta lichidă determină variația conținutului de carbon total , de grafit , de gaze și de incluziuni nemetalice ceea ce determină modificări ale structurii primare și ale proprietăților mecanice ale fontelor brute pentru turnătorie .

Tratarea fontei cu gaz metan într-o oală cu capacitatea de 50 tone determină o micșorare a conținutului de carbon total de până la 10...15 % ( fig. 3.1 curbele 2 și 3 ) [ 77 ] .

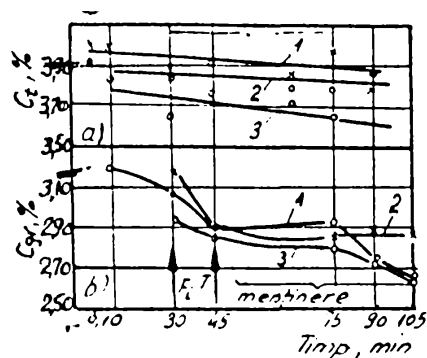


Fig. 3.1. Variația  $C_t$  ( a ) și  $C_{gr}$  ( b ) la tratarea fontei cu gaz metan :

- 1 - netratată ;
- 2 - barbotarea 10 minute ;
- 3 - barbotarea 15 minute .

În timpul tratării fontei lichide în oală cu gaz metan se formează la suprafața băii metalice un strat de grafit separat de baia metalică . Menținerea în oală a fontei lichide după tratarea cu gaz metan și până la turnarea pe bandă conduce la scăderea continuă a conținutului de carbon total ( fig. 3.1 curba 3 ) .

La fontele netratate , micșorarea proporției de carbon total este mai puțin pronunțată ( fig. 3.1 curba 1 ) .

Această scădere a conținutului de carbon este determinată de scăderea temperaturii fontei lichide cu circa 100°C și deci a reducerii solubilității carbonului în fonta lichidă , dar și procesul de decantare a carbonului sub formă de grafit la suprafața băii metalice . În timpul tratării fontei lichide cu gaz metan , procesul de eliminare a grafitului devine mai intens .

Spre deosebire de fonta brută netratată , la fontele tratate se constată în plus o micșorare a conținutului de grafit în timpul barbotării băii metalice cu gaz metan ( fig. 3.1 curbele 2, 3 ) ce poate să atingă valori de până la 15 % [ 77 ] .

De asemenea , în perioada de menținere în stare lichidă a fontelor brute până la turnarea pe bandă , se observă și o modificare a structurii , în sensul că apare o creștere a cantității de perlită în structură , iar separările lamelare de grafit au dimensiuni tot mai mari [ 77 ] .

Acest lucru rezultă , în mod evident și din felul cum variază duritatea fontelor brute turnate în această perioadă ( fig. 3.2 ) .

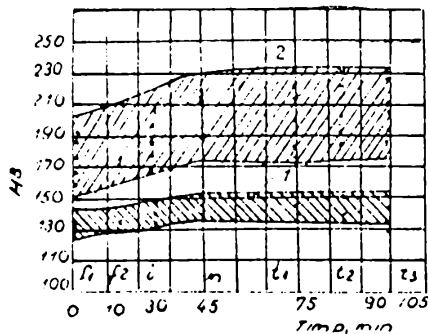


Fig. 3.2. Variația durtății fontelor brute :  
 1 - fontă netratată ;  
 2 - fontă tratată .

Așadar , la fontele brute netratate , variația structurii și durtății în timp este cauzată , în principal , de variația temperaturii de turnare .

Fontele brute lichide tratate cu gaz metan , în condiții constante de răcire , prezintă în structură o proporție mai mare de perlită decât fontele brute inițiale. În același timp , după tratare fontele prezintă separări lamelare de grafit , cu dimensiuni mici , uneori punctiforme datorită creșterii stabilității fazei lichide la cristalizarea eutectică .

Drept rezultat , fontele tratate au grăunți primari ( celule eutectice ) mult mai mici în comparație cu fontele brute netratate , turnate la aceeași temperatură , lucru ce se poate observa și din aspectul rupturii . Acest fenomen conduce și la o creștere a durtății fontelor tratate cu circa 15 % [ 77 ] ( fig. 3.2 ) .

Datorită uniformității structurii calupurilor turnate din fontă brută tratată cu gaz metan , aceasta prezintă o variație a durtății pe înălțime în limite mai înguste (170...190 HB) , în timp ce la fontele netratate , cu aceeași compoziție chimică și elaborate practic în aceleași condiții , duritatea variază între 130...190 HB [ 77 ] .

### 3.1.2. Tratarea fontelor prin adaos de aluminiu și barbotare cu azot .

În afară de tratarea cu gaze , pentru îmbunătățirea calității fontelor brute de turnătorie , pot fi folosite și tratamente cu adaosuri solide sau de supraîncălzire și menținere în stare lichidă . În ambele cazuri se realizează o micșorare a conținutului de gaze și incluziuni și prin aceasta , o îmbunătățire a calității fontelor ( o micșorare a efectului de negativ " ereditate " ) .

O metodă combinată de modificare a conținutului de gaze și incluziuni nemetalice în fonta brută de furnal pentru turnătorie o constituie adaosul de aluminiu ( inoculare ) și barbotarea ei cu azot [ 109 ] .

Fonta de furnal cu temperatura de 1350...1400°C este transportată cu o oală cu capacitatea de 100 tone în turnătoria de lingotiere unde este acumulată într-un cuptor de menținere ( melanjor ) cu capacitatea de 350...400 tone . În melanjor , fonta are temperatura de 1200...1250°C . Turnătoria utilizează o fontă brută cu compoziția chimică curentă care variază în limite largi : 3,70...4,78 % C ; 0,92...2,06 % Si ; 0,12...0,62 % Mn ; 0,14...0,46 % P ; 0,018...0,080 % S .

Aluminiul tehnic , în cantitate de 0,1 % se introduce în melanjor înainte de umplerea acestuia cu fontă . El micșorează puternic activitatea carbonului din fonta

lichidă saturată în carbon .

Aluminiul determină o separare ( decantare ) puternică a grafitului primar din fonta lichidă hipereutectică , o micșorare a conținutului de carbon cu circa 10 % și o finisare a masei metalice de bază a fontei solidificate .

Din melanjor , fonta este evacuată din 30 în 30 minute în oala de turnare cu o capacitate de 50 tone . În aceste oale se efectuează barbotarea fontei cu azot . Consumul de azot este de circa  $0,05 \text{ Nm}^3 / \text{t}$  . Introducerea azotului în fonta lichidă se face cu ajutorul unei lănci fabricată din țevă de oțel cu înveliș refractar (cărămizi tubulare ) . Durata de barbotare și de menținere a fontei în oala de turnare este de circa 10 minute . Temperatura fontei înainte de turnare este de  $1180...1200^\circ\text{C}$  .

Barbotarea fontei brute lichide cu azot determină eliminarea în mare măsură a grafitului primar și finisarea structurii fontelor de lingotiere .

Conținutul remanent de aluminiu , în lingotiere , variază între  $0,03...0,08 \%$  .

S-au adăugat următoarele cantități :  $\text{FeSi} = 30...125 \text{ kg}$  și  $\text{Al} = 50...200 \text{ kg}$  .

Pe baza datelor obținute s-a constatat că în cazul turnării lingotierelor din fonta brută , modificată cu aluminiu și barbotată cu azot , durabilitatea este mai mare decât în cazul lingotierelor turnate din fontă de cubilou netratată [ 109 ] .

### 3.2. TRATAREA FONTELOR BRUTE PENTRU TURNĂTORIE IN VEDEREA MODIFICĂRII COMPOZIȚIEI CHIMICE .

În funcție de solicitări , se pot aplica anumite procedee de corectare a compoziției chimice a fontelor brute pentru turnătorie in afara agregatelor de elaborare .

Aceste tratamente urmăresc fie micșorarea conținutului unor elemente dăunătoare pentru anumite scopuri ( sulf , fosfor , mangan , siliciu , carbon ) , fie mărirea conținutului în anumite elemente ( carbon , siliciu ) pentru alte scopuri .

Realizarea acestui tratament se poate face utilizând diferite gaze ( oxigen , clor , aer ) , gaze cu diverse adaosuri , solide active sau numai adaosuri solide .

Tratarea cu oxigen a fontelor brute pentru turnătorie conduce la modificarea compoziției chimice a fontei lichide și poate fi folosită in vederea obținerii :

- fontelor brute cu conținut scăzut de carbon ;
- fontelor brute pestrițe ;
- fontelor cu conținut scăzut de siliciu și mangan .

În vederea urmăririi efectului oxigenului insuflat asupra fontei lichide s-au tratat circa 15...25 tone de fontă urmărindu-se adâncimea de scufundare a lăncii in fonta lichidă , debitul și consumul de oxigen precum și adaosurile pentru desulfurare [ 10 ] .

Astfel , parametrii de lucru au fost următorii :

- distanța dintre capătul inferior al lăncii și nivelul fontei lichide in oală : 400 mm
- debitul de oxigen :  $30 \text{ Nm}^3 / \text{min}$  ;
- consumul de oxigen :  $15,9...34 \text{ Nm}^3 / \text{t}$  de fontă lichidă ;
- cantitatea de fontă lichidă tratată : 12...20 t ;
- temperatura inițială a fontei :  $1450...1500^\circ\text{C}$  .

În urma experiențelor efectuate în Franța , s-a constatat o variație pronunțată a compoziției chimice a fontei , în special o micșorare pronunțată a conținuturilor de carbon , siliciu și azot .

Odată cu creșterea consumului de oxigen se mărește și arderea carbonului (  $\Delta C$  ) și a siliciului (  $\Delta Si$  ) ( fig. 3.3 ) .

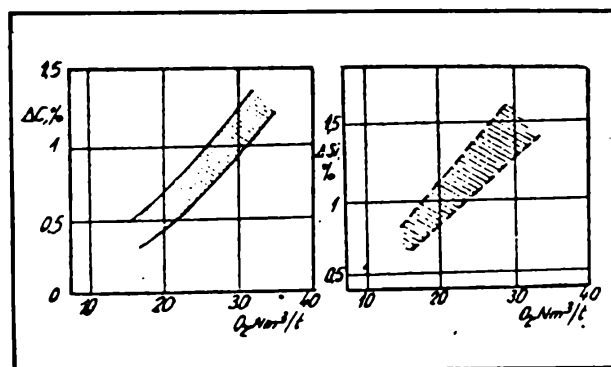


Fig. 3.3. Arderea carbonului și siliciului în funcție de consumul de oxigen .

Arderea fierului la afinarea fontei cu oxigen este evaluată la 6...7 kg Fe / t de fontă tratată în oală .

Micșorarea conținutului de siliciu , fosfor și sulf , în vederea obținerii unor fonte brute de turnătorie cu proprietăți speciale , se poate realiza printr-un tratament de afinare parțială a fontei cu oxigen și cu praf de var ( similar celui utilizat la elaborarea oțelului ) [ 103 ] .

Prin aceasta metodă se realizează o defosforare înaintată în condițiile unei decarburări limitate .

Pentru purificarea fontei se folosește și tratamentul de oxidare a elementelor ( însuflare de oxigen în oală , concomitent cu o vibrație a acesteia ) [ 16 ] .

Introducerea oxigenului la suprafața băii metalice , la presiunea de 0,5...0,7 N/cm<sup>2</sup> se face cu ajutorul unor lănci speciale sau tuburi refractare .

Vibrația accelerează procesul de oxidare al elementelor : stibiu , bor , crom , mangan , molibden , niobiu , fosfor , siliciu , sulf , staniu , titan , wolfram , zirconiu . Elementele arseniu , calciu , cupru , nichel nu se îndepărtează prin această metodă , iar staniul și stibiul se pot îndepărta într-o mare măsură când se folosesc zguri bazice și temperaturi mari .

Unul dintre procedeele de afinare a fontei se aplică la evacuarea acesteia din furnal într-o instalație de afinare , unde un jet puternic de oxigen pulverizează fonta și oxidează elementele însoțitoare ale acesteia . Pe lângă oxigen , asupra fontei se dirijează var împreună cu alți fondanți pentru formarea zgurii [ 120 ] , [ 121 ] . Fonta afânată se colectează într-o oală , din care zgura se evacuează continuu . Înainte de afinare sau în timpul afinării acesteia , în oală se introduce fier vechi în scopul reducerii temperaturii metalului afinat .

Întrucât afinarea se face chiar în timpul evacuării fontei din furnal , pierderile de căldură sunt minime și de aceea cantitatea de fier vechi care poate fi folosită de adaos este apreciabilă ( 30...40 % ) .

Gradul de afinare poate fi reglat prin variația debitului de oxigen , întrucât debitul de fontă este constant .

Oxigenul este dirijat spre jetul de fontă printr-un inel răcit cu apă , prevăzut cu un mare număr de orificii cu diametrul de 1...2 mm . Datorită contactului intim dintre oxigen și fontă , viteza de afinare este foarte mare .

Un alt patent de afinare a fontei [ 119 ] , [ 120 ] prevede ca pulverizarea fontei brute să se realizeze cu un amestec de gaze ( 20...50 % oxigen și 80...50 % bioxid de carbon ) împreună cu un amestec de desulfurare ( 60...80 % oxid de calciu și 40...20 % soda ) cu granulația mai mică de 0,5 mm reprezentând 0,5...0,9 % din cantitatea de fontă lichidă tratată . Pentru un consum de 8 m<sup>3</sup> de oxigen și 1,8 kg agent desulfurant pe tona de fontă tratată se poate îndepărta până la 70 % din conținutul de sulf [ 119 ] .

Procedeul asigură o desulfurare avansată și o scădere pronunțată a conținutului de siliciu și mangan , fără să influențeze conținutul de fosfor și carbon . Procedeul prezintă interes pentru obținerea fontelor brute speciale cu conținut de carbon ridicat eliminând prin aceasta , procesul de carburare al fontei .

Tratarea cu clor activ . Metoda constă în tratarea fontei lichide cu clor gazos provenit din descompunerea tetraclorurii de carbon , care are rolul de a prelua și îndepărta o parte din mangan din fonta lichidă , sub formă de clorură de mangan [32].

Tetraclorura de carbon este transportată cu un curent de azot sub presiune, la baza unui dop poros amplasat la fundul oalei de turnare. La un nivel oarecare din dopul poros, când se atinge o temperatură mai mare de  $76^{\circ}\text{C}$ , tetraclorura de carbon se vaporizează sub efectul încălzirii dopului poros de către fonta lichidă din oală.

În momentul în care vaporii de tetraclorură de carbon ajung în zona cu temperatura de  $550^{\circ}\text{C}$  se disociază în carbon și clor astfel încât clorul pătrunde în fonta lichidă în stare născândă sub forma de bule.

În cursul procesului nu au loc pierderi de temperatură datorită reacțiilor exoterme de oxidare a manganului.

Consumul de tetraclorură de carbon se determină în funcție de cantitatea de mangan ce se dorește a se îndepărta din fonta lichidă.

În cazul fontelor hipereutectice, conținutul de carbon scade foarte mult ca urmare a eliminării acestuia sub formă de grafit în timpul barbotării, iar procentul de carbon adus de tetraclorura de carbon reprezintă 8 % din cantitatea totală de tetraclorură de carbon insuflată.

Pierderile de fier datorită combinării unei părți din clor cu acesta, nu depășesc 1 %.

### 3.3. TRATAREA FONTELOR BRUTE DE FURNAL CU MICROADAOSURI .

Cunoscând efectul de ereditate la fonte și influența separărilor de grafit din fontele brute asupra fontelor de a doua fuziune , se impune a se acționa asupra dimensiunilor și formei grafitului în fontele brute , în vederea micșorării și compactizării acestuia utilizând metoda modificării ( micromodificării ) .

Substanțele utilizate la tratarea fontelor brute de furnal au fost selecționate în baza următoarelor criterii : separarea rapidă a grafitului primar din soluția coloidală, mărunțirea grafitului , modificarea formei grafitului , dezoxidare , degazare și desulfurare , creierea unor noi centre suplimentare de cristalizare cu punct de fuziune ridicat , antrenarea incluziunilor nemetalice , dizolvarea în masa metalică de bază , finisarea masei metalice de bază [ 88 ] .

Microadaosurile alese sunt cele mai utilizate la tratarea în stare lichidă a fontelor de a doua fuziune .

Cercetările s-au axat pe analiza fontelor brute de turnătorie elaborate în furnalele din Călan cu următoarea compoziție chimică : 3,98...4,22 % C ; 2,90...3,20 % Si ; 0,83...0,95 % Mn ; 0,140...0,152 % P ; 0,020...0,034 % S [ 56 ] .

Pentru a evidenția eficacitatea micromodificării fontelor brute , acestea au fost retopite într-un cubilou cu diametrul de  $\phi$  350 mm cu insuflare de aer rece , obținându-se fonte de a doua fuziune cu următoarea compoziție chimică : 3,86...4,10% C ; 2,76...3,07 % Si ; 0,60...0,80 % Mn ; 0,169...0,198 % P ; 0,048...0,087 % S [ 56 ] .

Substanțele utilizate pentru tratarea fontei în furnal , în cantități reduse (0,05...0,25 % ) , din cantitatea fontei lichide , s-au introdus fie pe jgheab , fie în oală la descărcarea furnalului , fie în recipiente speciale . După tratare , s-au turnat probe în forme crude . Pe toată durata încercărilor , atât la elaborarea fontelor brute cât și după retopirea lor , s-au păstrat constante încărcătura și parametrii de funcționare ai agregatelor de elaborare .

Microadaosurile utilizate , având proprietăți fizico-mecanice diferite între ele, acționează atât asupra grafitului , cât și asupra masei metalice de bază a fontelor brute după turnare [ 87 ] . Ca microadaosuri s-au utilizat următoarele metale sau substanțe : cobalt și vanadiu , wolfram și molibden , aluminiu , clorură de magneziu și silico-calciu , magneziu , titan , acid boric , sodă calcinată , prealiaj cu 8 % zirconiu, prealiaj silico-calciu-magneziu , prealiaj fero-silico-magneziu .

Evidențierea influenței naturii și cantităților microadaosurilor asupra fontelor brute și după retopire s-a făcut prin determinarea fluidității , încercărilor mecanice, influenței grosimii de perete și a vitezei de răcire , stabilității cementitei , forțelor de așchiere și uzurii sculei așchietoare , studii metalografice , încercări nedistructive US și verificări industriale [ 88 ] .

Influența naturii microadaosurilor asupra fluidității fontelor brute ne arată valori mai ridicate pentru fontele tratate ca urmare a scăderii conținutului de gaze și incluziuni nemetalice [ 88 ] . Pentru determinarea fluidității , temperatura fontei și natura formei de turnare s-au menținut constante .

Fonta s-a turnat la o temperatură de 1200°C în forme crude, cu umiditatea de



6 % .

Valorile comparative ale lungimii spiralei Curry sunt prezentate în tabelul 3.1.

Tabelul 3.1.

Lungimea spiralei Curry pentru fontele brute de turnătorie , elaborate în furnal .

Număr probă	Fontă brută		Fontă retopită	
	Tratată	Lung. sp.,mm	Tratată	Lung sp.,mm
1.	Netratat	490	Netratat	510
2.	Ti	520	Ti	530
3.	Co + V	510	Co + V	515
4.	MgCl <sub>2</sub> +SiCa	540	MgCl <sub>2</sub> +SiCa	535
5.	Acid boric	515	Acid boric	525
6.	W + Mo	515	W + Mo	520
7.	Mg	550	Mg	515
8.	Al	545	Al	535
9.	Comb.săruri	535	Comb.săruri	540

Curbele de variație ale fluidității sunt prezentate în fig. 3.4.

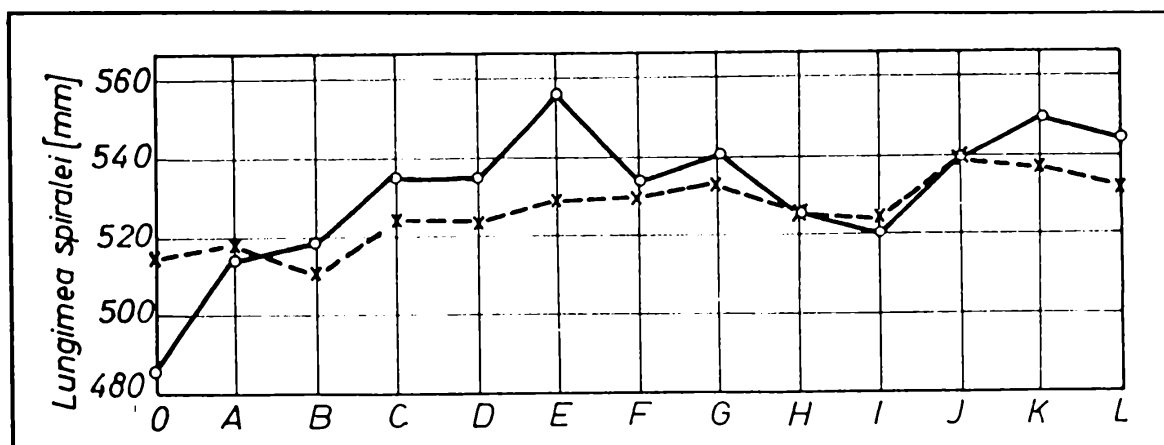


Fig. 3.4. Curbele de variație ale fluidității pentru fontele brute elaborate în furnal ( --- ) și fontele retopite în cubilou ( - - - ) .

Valorile proprietăților ( fig. 3.4 și 3.5 ) [ 88 ] ale fontelor brute tratate și retopite sunt superioare fontelor netratate . Fontele brute au proprietăți mecanice superioare

față de cele retopite întrucât există tendința de atenuare a proprietăților prin retopire și pe de altă parte, fonta brută netratată prin retopire își îmbunătățește proprietățile mecanice. Cu toată tendința de atenuare a proprietăților fontelor netratate prin retopire acestea rămân încă superioare față de fonta brută și retopită.

Rezistența la rupere la tracțiune, funcție de microadaosul utilizat, este cu 2...57% mai mare la fontele retopite din cele brut tratate, iar la încovoiere, cu 2...30%. Duritățile sunt aproape aceleași, fiind determinate de masa metalică de bază [ 88 ].

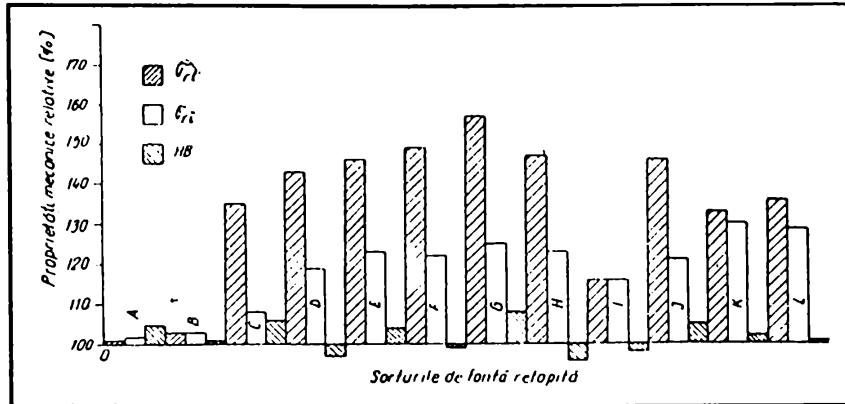


Fig. 3.5. Proprietățile mecanice ale fontelor brute de furnal, tratate cu microadaosuri.

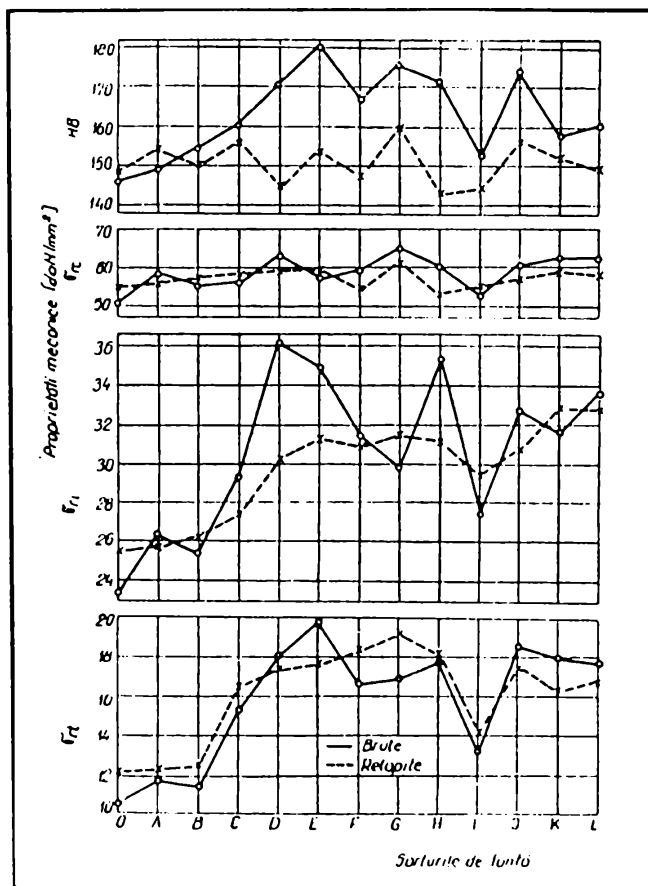


Fig. 3.6. Variația proprietăților mecanice ale fontelor brute de furnal, tratate cu microadaosuri.

Analiza microstructurii explică într-o bună măsură diferențele de proprietăți mecanice, confirmându-se obținerea unor mase metalice preponderent perlitice (5...10 % ferită) și a unor separări de grafit foarte variate [ 88 ]. S-a remarcat faptul că gradul de dispersie al perlitei a fost practic același datorită cantității mici de microadaosuri și a condițiilor de elaborare și turnare păstrate aceleași.

Rezultă că diferențele de proprietăți mecanice dintre sorturile de fontă tratate și netratate este rezultanta separărilor de grafit obținute în fontele brute. Aceste separări, prin ereditate, se păstrează și la retopire, într-o măsură mai redusă însă. Astfel, fontele netratate prezintă grafit primar și mult grafit grosolan care influențează foarte mult nodulizarea grafitului. Adăosul de microadaosuri în fontele retopite, tinde să mărunțească mult grafitul sau să-i dea o formă sferoidală [ 56 ].

### 3.4. VARIAȚIA CONȚINUTULUI DE GAZE ȘI INCLUZIUNI PRIN TRATAREA FONTELOR ÎN STARE LICHIDĂ .

Din datele prezentate reiese că cei mai importanți factori care intervin în procesul de transmitere a proprietăților ereditare ale fontelor brute la retopire , sunt conținutul de gaze și de incluziuni , precum și conținutul de grafit , dar mai ales , forma și repartizarea lui .

Așadar , problema eliminării sau a micșorării efectului fenomenului de ereditate observat la retopirea fontelor , se reduce , în esență la obținerea ( în procesul de elaborare în furnal ) unor fonte brute de turnătorie cu un conținut scăzut de gaze și incluziuni , precum și cu lamele de grafit cu dimensiuni mici , uniform repartizate pe secțiunea calupurilor turnate . În acest caz fontele retopite și turnate în piese ( excluzând influența altor factori legați de retopire ) posedă o compactitate mare , o tendință mică de formare a crăpăturilor și proprietăți fizico-mecanice ridicate [ 38 ] .

Rezultatele experimentale și practice au arătat că posibilitățile de influențare a calității fontei brute la elaborarea în furnal sunt destul de reduse , datorită condițiilor obiective de lucru ale acestuia .

Din acest motiv , în ultima vreme se constată tendința de a se influența calitatea fontei brute prin tratarea acesteia în afară de furnal sau prin selecționarea și alcătuirea specială a încărcăturii la obținerea fontelor de a doua fuziune [ 5 ] .

Dintre diferitele metode de îmbunătățire a calității fontelor brute în afara furnalului , o mare răspândire are tratarea fontei brute lichide cu sodă calcinată [35] și folosirea acesteia în încărcătura cubiloului , la elaborarea fontelor de a doua fuziune [ 8 ] , [ 20 ] , [ 38 ] , [ 105 ] .

Tratarea cu sodă calcinată a fontei brute în stare lichidă este folosită la Călan. Se constată și în acest caz , că fontele brute de Călan se caracterizează adesea prin proprietăți fizice scăzute care se transmit , la retopire , fontelor de a doua fuziune [ 5 ] . Așadar , tratarea fontei cu sodă calcinată , nu conduce la schimbarea sensibilă a proprietăților ereditare importante ale fontei ( conținutul de gaze și incluziuni , forma și repartizarea separărilor de grafit ) .

Experiența mai multor uzine a demonstrat că prin folosirea fontelor cu un conținut scăzut de siliciu în încărcătura cubilourilor , a cuptoarelor electrice cu inducție , a cuptoarelor rotative , se obțin fonte de a doua fuziune de calitate superioară [ 50 ] .

În ultimul timp , o folosire din ce în ce mai largă o capătă metoda de îmbunătățire a calității fontelor brute de furnal prin suflarea diferitelor gaze în fontele lichide ( barbotare ) [ 8 ] , [ 20 ] , [ 35 ] , [ 38 ] , [ 105 ] .

Din literatura de specialitate se cunoaște că barbotarea fontelor brute lichide cu gaze înainte de turnare , conduce la schimbarea structurii și proprietăților mecanice , iar în unele cazuri și la schimbarea proprietăților de turnare [ 38 ] . Cele mai multe experiențe arată arată că prin barbotarea fontei brute lichide cu argon ,

azot , bioxid de carbon , hidrogen , etc., are loc o creștere a gradului de grafitizare a fontei , o îmbunătățire a formei și repartizării separărilor de grafit , o micșorare a conținutului de gaze și a cantității de incluziuni nemetalice [ 24 ] . Din acest motiv, calitatea fontelor se îmbunătățește , iar în unele cazuri se observă o mărire a fluidității . S-a constatat că barbotarea fontelor lichide cu gaze poate substitui procesul de modificare , prin aceasta efectul modificador având o durată mult mai mare, decât în cazul folosirii modifcatorilor obișnuiți ( FeSi , SiCa ) [ 105 ] .

Într-o formă sau alta , procesul de barbotare ( " spülen " , " flushing " , etc.) a aliajului lichid cu gaze este cunoscut de multă vreme în practica metalurgică [ 2 ] . În cazul fontelor s-a folosit barbotarea în vederea măririi rezistenței mecanice și a cvasiizotropiei .

Până în prezent , s-a cercetat influența barbotării fontei lichide cu gaze , asupra structurii și proprietăților de turnare .

În practica diferitelor uzine din străinătate , azotul este gazul cel mai utilizat pentru barbotarea fontelor brute lichide . În țara noastră , azotul este utilizat la Reșița pentru îmbunătățirea calității fontelor destinate turnării pieselor importante pentru tracțiune feroviară .

## **CAPITOLUL IV. STUDII ȘI ÎNCERCĂRI PRIVIND ELABORAREA FONTELOR SINTETICE ÎN CUPTOARE ELECTRICE BAZICE , CU ARC .**

### **4.1. TEHNOLOGIA DE ELABORARE A FONTEI SINTETICE .**

Elementele de conducere a procesului de reglare a conținutului de carbon în fonta brută de furnal , precum și mijloacele de influențare a procesului de dizolvare a carbonului în fonta lichidă prin reglarea temperaturii în creuzetul furnalului , sunt principalele neajunsuri nerezolvate de furnaliști la elaborarea fontelor brute de furnal. Aceste realități au impus găsirea unor noi soluții de elaborare a fontelor de primă fuziune pentru turnătorie .

Utilizarea fontelor sintetice la obținerea fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese , elaborate în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă , în locul fontelor brute de furnal pentru turnătorie , pornește de la premiza că primele conțin siliciu într-o concentrație mai mică decât celelalte ceea ce conduce la o oarecare reducere a costurilor de fabricație . Această reducere a costurilor de fabricație pe seama reducerii conținutului de siliciu din compoziția chimică a fontelor sintetice este determinată de reducerea duratei de topire în cuptorul electric cu inducție precum și prin neutilizarea de fero-siliciu în procesul de elaborare a fontelor sintetice în cuptorul electric bazic cu arc .

Elaborarea fontelor sintetice în cuptorul electric bazic cu arc se bazează pe retopirea deșeurilor de oțel și eliminarea impurităților din baia metalică ( metalice sau nemetalice ) și deci eliminarea posibilității regăsirii acestora în compoziția fontelor de a doua fuziune turnate în piese obținute prin retopirea lor .

De asemenea , ținând cont de rezultatele ce se obțin în cazul fontelor de furnal ( .fonte de primă fuziune pentru turnătorie ) , care nu pot asigura o compoziție chimică optimă ( conținuturi scăzute de sulf , fosfor , stibiu , arseniu care au efecte negative asupra proprietăților fontelor de a doua fuziune turnate în piese ) , o structură omogenă cu un grafit lamelar fin , uniform distribuit în masa metalică de bază și conținuturi scăzute de gaze în vederea asigurării unor calități superioare fontelor de a doua fuziune , în lucrare se încearcă analiza elaborării unor fonte sintetice în cuptorul electric bazic , cu arc și apoi retopirea acestora în cuptoare electrice cu inducție .

Dar elaborarea fontelor sintetice numai ca subproduse pentru turnătorie , în producția internă a societății U.C.M Reșița nu a constituit singura preocupare , ci și faptul că aceste fonte pot fi valorificate pentru alți consumatori , se constituie într-unul din numeroasele argumente de aprofundare a acestui domeniu .

În prezent se elaborează fonte brute de înaltă puritate în furnale înalte cu mangal , în furnale electrice sau uneori chiar și în cuptoare electrice , care nu sunt standardizate în România , deși au utilizări curente în procesul de fabricație a fontelor cu grafit nodular cu structură feritică obținută direct din turnare . La noi în țară , aceste

fonte se produc în baza unor norme interne . Aceste fonte se caracterizează prin conținuturi foarte reduse de mangan , fosfor , sulf și oricare alte elemente chimice care formează carburi , precum și prin conținuturi controlabile de siliciu care necesită însă în încărcătură materiale de calitate superioară [ 101 ] .

Cuptoarele electrice cu arc utilizate în turnătoriile de fontă , asigură obținerea unor temperaturi ridicate , necesare pentru reducerea oxizilor , topirii materialelor greu fuzibile și separarea metalelor din zgurile greu fuzibile . Întrucât , în raport cu cuptoarele electrice cu inducție , cuptoarele electrice cu arc au un randament ridicat la topire ( 80...85 % ) și o productivitate mai ridicată ( cu 23...30% ) , pot fi recomandate pentru elaborarea fontelor sintetice ( fonte de " primă fuziune " ) .

În afară de aceste avantaje , încărcătura utilizată în cuptorul electric cu arc poate fi de calitate mai slabă decât cea în cuptorul electric cu inducție . Având în vedere faptul că zgura posedă o temperatură ridicată , poate activă , prin intermediul ei realizând-se procese de afinare , desulfurare , defosforare , aliere .

Utilizarea cuptorului electric cu arc cu căptușeală bazică în elaborarea fontelor sintetice este importantă deoarece se poate utiliza o încărcătură metalică neomogenă și ruginită având în vedere că se pot efectua operații de desulfurare , defosforare , dezoxidare și eliminare din baia metalică a incluziunilor metalice și nemetalice , pe când utilizarea cuptorului electric cu arc cu căptușeală acidă nu este recomandabilă deoarece aceste operații nu se pot efectua și necesită o încărcătură foarte curată .

#### 4.1.1. Procese metalurgice în cuptorul electric cu arc , bazic .

În cuptorul electric cu arc cu căptușeală bazică în care se pot folosi în încărcătură materiale de slabă calitate ( proveniență , compoziție chimică , etc. ) , zgura provine din încărcătură , erodarea căptușelii refractare , oxidarea elementelor chimice din încărcătura metalică cât și a materialelor de adaos .

Compoziția chimică a zgurii , în cazul elaborării fontei în cuptorul electric cu arc cu căptușeală bazică este următoarea : 6...20 %  $\text{SiO}_2$  , 30...65 %  $\text{CaO}$  , 2...25 %  $\text{FeO}$  , 1...15 %  $\text{MnO}$  , 1...3 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  , sub 3 %  $\text{P}_2\text{O}_5$  .

Deci , zgura are un indice de bazicitate mai mare de 2 ,

$$B = \frac{(\% \text{CaO})}{(\% \text{SiO}_2)} > 2 \quad ( 4.1 )$$

având deci un caracter bazic .

Din punct de vedere al conținutului de oxizi de fier , zgura poate fi :

- zgură neoxidantă ( 2...3 %  $\text{FeO}$  ) ;
- zgură slab oxidantă ( 3...10 %  $\text{FeO}$  ) ;
- zgură puternic oxidantă ( 10...25 %  $\text{FeO}$  ) .

Oxizii de fier din zgură se regăsesc în stare liberă în aceasta ca urmare a conținuturilor ridicate de oxid de calciu și scăzute de bioxid de siliciu . Acești oxizi de fier pot conduce la oxidarea elementelor din compoziția fontei .

Caracterul oxidant al zgurii se obține prin utilizarea minereului de fier de calitate

sau ŷunder de la laminarea sau forjarea la cald .

#### 4.1.2. Tehnologia propriu - zisă de elaborare .

Procesul tehnologic de elaborare al fontei de primă fuziune pentru turnătorie în cuptorul electric cu arc porneşte de la asigurarea obţinerii unor fonte cu compoziţie chimică prezentată în tabelul 4.1.

Tabelul 4.1.

Compoziţia chimică a fontei sintetice ce se elaborează în cuptorul electric cu arc cu căptuşeală bazică , [ % ] .

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	As	Sn	Sb
min 3,4	0,2 0,5	0,15 0,35	max 0,03	max 0,02	max 0,05	max 0,10	max 0,05	max 0,05	max 0,01	max 0,02	max 0,02	max 0,01	max 0,00 4

Elaborarea acestor fonte se realizează într-un cuptor electric cu arc cu capacitatea de 6 tone cu căptuşeală bazică .

În vederea elaborării acestui aliaj Fe-C , încărcătura metalică se compune din deşuri de fontă şi deşuri de oţel . Ca material de carburare se utilizează spărturi de electrozi de grafit sau cocs petrol , iar ca materiale de adaos se utilizează minereu de fier , fluorura de calciu , varul .

Ajustarea cuptorului se face cu următoarele materiale : dolomită , magnezită granulată 0,1...5 mm ( din care fracţia 1-2 mm , 50 % ) şi mortar ( format din dolomită 30 % , var 30 % , magnezită 30 % şi apă 10 % ) .

Înainte de încărcarea cuptorului , se dă la vatră o cantitate de var de 1...2 % din încărcătură . Se adaugă , de asemenea var , în cantitate de 1 % din încărcătură , după încărcarea completă a cuptorului , împreună cu aşchii de oţel ( 1 % ) foarte curate în elemente antigrafitizante .

Cuptorul nu se va supraîncărca , iar orificiul jgheabului de evacuare nu trebuie să fie astupat .

Spărturile de electrozi se introduc în cuptor odată cu încărcătura metalică , în proporţie de max. 1 % din încărcătură .

Topirea va decurge în max. 45 minute , după care se omogenizează baia metalică , dându-se apoi o primă probă pentru determinarea compoziţiei chimice prin analiză rapidă .

Spre sfârşitul perioadei de topire şi chiar după un anumit timp , după terminarea topirii , când formarea de bioxid de siliciu este neglijabilă , îndepărtarea produselor de oxidare este mult îngreunată ( cu atât mai mult cu cât temperatura lor de topire este mai ridicată ) . În această fază , temperatura în cuptor este destul de scăzută . Ca urmare, constanta de echilibru  $K_{Mn}$  şi cantitatea de oxid de fier din zgură este destul de ridicată , iar raportul de repartiţie ( 4.3 )





$$\frac{( MnO )}{[ Mn ]} = K_{Mn} \cdot ( FeO ) \quad ( 4.3 )$$

va avea o valoare mare și deci , manganul din baia metalică va fi oxidat în continuare. Compoziția chimică pentru 8 șarje , obținută la sfârșitul perioadei de topire este prezentată în tabelul 4.2.

La terminarea perioadei de topire se adaugă minereu de fier pe suprafața băii metalice .

În timpul perioadei de fierbere , temperatura băii metalice trebuie să fie între 1400...1450°C , mergând spre temperaturi mai joase care favorizează reacția de oxidare a manganului din baia metalică ( 4.2 ) . Durata fierberii se tinde să fie cât mai scurtă , întrucât se știe că mărirea acestei perioade conduce la încălzirea băii metalice ceea ce favorizează oxidarea carbonului , fenomen nedorit la elaborarea fontei .

Tabelul 4.2.

Compoziția chimică a fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric cu arc cu căpтуșeală bazică la sfârșitul perioadei de topire .

Nr. șarjă	Elemente chimice , [ % ]								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
4.1.	3,22	0,15	0,63	0,023	0,020	0,06	0,06	0,14	0,01
4.2.	3,05	0,12	0,66	0,029	0,015	0,03	0,05	0,06	0,01
4.3.	2,53	0,17	0,40	0,048	0,027	0,10	0,05	0,10	0,03
4.4.	2,95	0,08	0,38	0,040	0,040	0,01	0,05	0,04	0,01
4.5.	2,40	0,03	0,10	0,032	0,030	0,04	0,03	0,04	0,01
4.6.	2,84	0,06	0,37	0,034	0,028	0,05	0,04	0,09	0,01
4.7.	3,13	0,05	0,39	0,026	0,028	0,05	0,05	0,05	0,01
4.8.	2,20	0,25	0,72	0,030	0,015	0,02	0,04	0,06	0,01

Manganul este solubil în fierul lichid în orice proporție și formează oxizi de tipul MnO , MnO<sub>2</sub> , Mn<sub>2</sub> O<sub>3</sub> și Mn<sub>3</sub> O<sub>4</sub> . Dintre acești oxizi , MnO este cel mai stabil la temperaturi ridicate .

În baia metalică are loc reacția :



De asemenea , la contactul cu zgura care conține ( FeO ) liber , manganul se oxidează după următoarea reacție





Se cunoaște faptul că oxidarea manganului scade odată cu creșterea temperaturii , fenomen evidențiat și de reacția :

$$\lg K_{Mn} = \log \frac{( \text{MnO} )}{[ \text{Mn} ][ \text{O} ]} = \log \frac{6234}{T} - 3,0263 \quad (4.9)$$

Prin urmare , în etapa de afinare a fontei , s-a urmărit menținerea unei temperaturi cât mai scăzute favorizând astfel , oxidarea manganului din baia metalică.

Evoluția conținutului elementelor chimice de bază din baia metalică ( carbon , siliciu , mangan ) la sfârșitul perioadei de afinare se prezintă în tabelul 4.3.

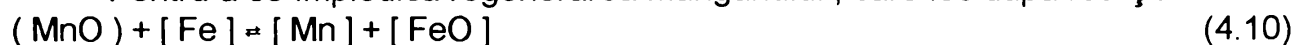
Tabelul 4.3.

Variația conținuturilor de carbon , siliciu și mangan în timpul elaborării fontelor sintetice la sfârșitul fiecărei faze tehnologice .

Nr. șarjă	Elemente chimice [ % ] , în perioada										
	Topire			Oxidare		Carburare			Final		
	C	Si	Mn	C	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn
4.1.	3,22	0,15	0,63	2,95	0,35	3,96	0,06	0,40	4,20	0,06	0,18
4.2.	3,05	0,12	0,66	2,85	0,35	3,63	0,02	0,24	3,85	0,36	0,27
4.3.	2,53	0,17	0,40	2,43	0,25	3,10	0,03	0,05	3,81	0,43	0,14
4.4.	2,95	0,08	0,38	2,55	0,17	3,65	0,04	0,22	3,65	0,26	0,10
4.5.	2,40	0,03	0,10	2,25	0,06	2,96	0,01	0,04	3,49	0,36	0,08
4.6.	2,84	0,06	0,37	2,40	0,22	3,03	0,02	0,07	3,45	0,45	0,12
4.7.	3,13	0,05	0,39	2,80	0,18	3,10	0,02	0,05	3,10	0,53	0,31
4.8.	2,20	0,25	0,73	2,30	0,45	3,38	0,08	0,20	3,38	0,08	0,20

Pentru ca oxidarea manganului să decurgă foarte bine , în baia metalică se adaugă 30 kg de minereu de fier , 50 kg de var și 10 kg de fluorină de calciu . În aceste condiții , bazicitatea zgurii  $\text{CaO} / \text{SiO}_2$  , deci puterea ei de oxidare , influențează spre echilibru reacția (4.4) . Crescând bazicitatea , se intensifică eliberarea oxidului de mangan din silicați .

Pentru a se împiedica regenerarea manganului , care loc după reacția :



s-a tras zgura de fierbere , tocmai pentru a evita regenerarea manganului , dar și

regenerarea fosforului și a cromului .

Conținutul de mangan , care rămâne în baia metalică după perioada de afinare depinde de manganul din încărcătură și de cantitatea de zgură ( Z ) .

Pentru conținutul de echilibru este valabilă relația :

$$\langle Mn \rangle = [ Mn ] + \frac{Z}{100} \cdot (MnO) \cdot \frac{55}{71} \quad (4.13)$$

ceea ce revine la :

$$[ Mn ] = \frac{\langle Mn \rangle}{1 + \frac{Z}{100} \cdot \frac{55}{71} \cdot \frac{( MnO )}{[ Mn ]}} \quad (4.14)$$

Se observă că valoarea conținutului de mangan din baia metalică este dependentă direct de cantitatea de mangan din încărcătură și invers proporțională cu cantitatea de mangan din zgură .

Pe suprafața aliajului descoperit s-a introdus circa 25 kg de cocs petrol . În acest timp , baia metalică s-a agitat puternic . După formarea unui strat de zgură din cocsul neasimilat , s-a procedat la scoaterea ei din cuptor până când baia metalică a devenit, din nou , liberă . S-a recurs la o nouă carburare cu cocs petrol . În locul cocsului petrol se poate utiliza praf de grafit care asigură o asimilare mai mare de către baie a carbonului .

În mod normal , se efectuează două până la trei asemenea operații , după care se dă probă pentru determinarea rapidă a compoziției chimice .

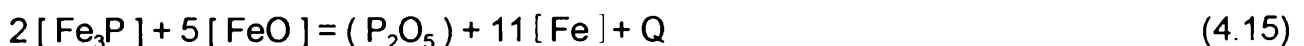
Dacă conținutul de carbon corespunde celui prescris , se elimină restul de cocs rămas în cuptor , formându-se o zgură nouă din var și fluorură de calciu , pentru protejarea băii metalice de pierderi mari de căldură .

#### 4.1.3. Perioada de oxidare a elementelor .

La elaborarea fontei în cuptorul electric cu arc , cu căpșeală bazică , are loc micșorarea conținutului de fosfor din aceasta , prin oxidarea acestuia cu oxizii de fier din minereul de fier adăgat pe baia metalică .

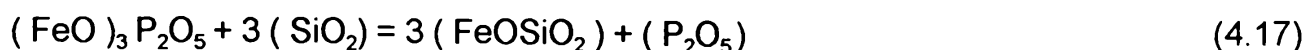
Întrucât în § 4.1.2 s-au analizat variațiile elementelor carbon , siliciu , mangan pe fazele de elaborare a fontei sintetice , în continuare se va urmări fenomenul de oxidare a celorlalte elemente chimice din compoziția fontei .

Reacțiile care au loc sunt :

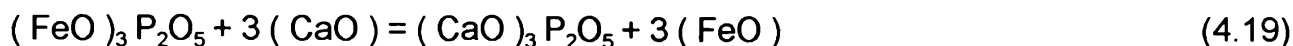


Prezența bioxidului de siliciu în zgură combinat cu o substanță compusă din pentaoxid de fosfor și oxid de fier ( care de fapt , este instabilă ) determină punerea în

libertate a pentaoxidului de fosfor care la rândul lui , este redus de către carbon, conform reacției :



conducând la revenirea fosforului în fonta lichidă . Pentru diminuarea efectului negativ al bioxidului de siliciu din zgură , este necesar ca zgura să conțină o cantitate suficientă de oxid de calciu care leagă pentaoxidul de fosfor .



Produsul reacției  $(CaO)_3 P_2O_5$  este destul de stabil astfel încât să nu se realizeze refofosforarea fontei .

Spre deosebire de oțel , este de dorit ca fosforul să fie prezent în fontele de a doua fuziune ( din anumite motive tehnologice ) . Prin urmare , prezența fosforului în fontele de primă fuziune la anumite conținuturi se reglează acționând asupra următorilor factori :

- 1 - temperatura fontei , care trebuie să fie cât mai scăzută ;
- 2 - utilizarea unei zguri oxidante ;
- 3 - bazicitatea zgurii trebuie mărită .

Luând în considerare acești factori , defosforarea fontei se produce imediat după topire atunci când temperatura băii metalice este scăzută , iar caracterul bazic și oxidant al zgurii se realizează prin adaosul de var și de minereu de fier .

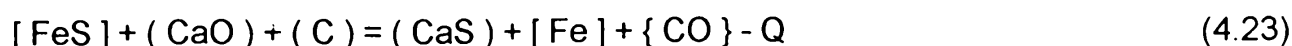
În vederea micșorării conținuturilor unor elemente din compoziția fontei , în cuptorul electric cu arc cu căptușeală bazică , se poate utiliza o zgură cu caracter oxidant , obținută prin adaos de minereu de fier . În aceste condiții , reacțiile din cuptor sunt intensificate .



#### 4.1.4. Rafinarea fontei sintetice .

Reducerea conținutului de sulf se poate obține prin menținerea fontei timp de 30...45 minute sub o zgură formată din var , fluorură de calciu și cocs , în proporție de 12 : 2 : 1 .

Reacțiile de desulfurare care au loc sunt următoarele :

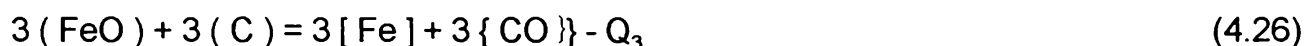
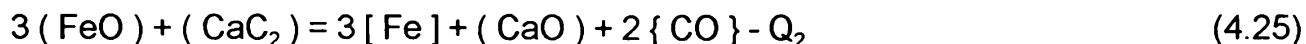


Pentru asigurarea unei desulfurări avansate , trebuie ca în cuptor să fie asigurate anumite condiții :

- 1 - temperatură cât mai ridicată ;
- 2 - obținerea unei zguri neoxidante ;
- 3 - bazicitate ridicată a zgurii .

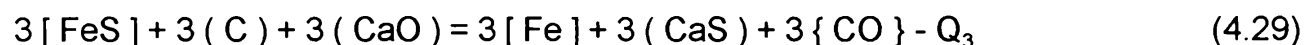
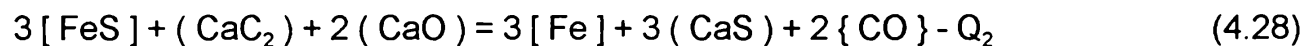
Pentru micșorarea cantității de oxid de fier din zgură se poate mări cantitatea de cocs adăugată .

În aceste condiții , sub influența arcului electric , au loc următoarele reacții:



care conduc la obținerea unei zguri carbidice ( cu un conținut redus de oxid de fier de 0,1...0,2 % ) .

Zgura carbidică obținută asigură un grad avansat de desulfurare ( randament de 30...100 % ) , conform reacțiilor :



Desulfurarea fontei se realizează spre sfârșitul perioadei de elaborare .

## 4.2. CARACTERISTICILE FONTELOR SINTETICE ELABORATE ÎN CUPTORUL ELECTRIC BAZIC , CU ARC .

Fontele sintetice au fost elaborate într-un cuptor electric bazic, cu arc , cu capacitatea de 6 tone .

Compoziția chimică a fontelor sintetice cum se vede din tabelul 4.5 , se caracterizează prin conținuturi foarte scăzute de siliciu , mangan , fosfor , sulf , cupru, nichel , crom și molibden.

Aceste conținuturi de elemente chimice în fontele sintetice au fost realizabile ca urmare a proceselor metalurgice complexe , controlabile , care au loc în cuptorul electric bazic , cu arc . Oxidarea elementelor și rafinarea fontei sunt fazele tehnologice cu importanță deosebită în realizarea dezideratelor menționate , dar nu putem omite și posibilitățile optime realizării unor temperaturi stabile și reglabile ce pot fi atinse în aceste cuptoare .

Corectarea conținutului de carbon a fontei lichide se realizează prin scufundarea electrozilor de grafit în baia metalică ( după ce în prealabil , cuptorul a fost deconectat de la transformator ) sau prin adăugarea de spărturi de electrozi de grafit sau cocs petrol cu granulația 30...50 mm , cu conținuturi foarte mici de cenușă sau elemente dăunătoare ( sulf , fosfor ) .

Înainte de deșarjare , fonta a fost încălzită până la temperatura de 1540...1560°C și menținută la această temperatură o durată de 10 minute , în cuptor.

În timpul menținerii fontei lichide în oala de turnare , după deșarjare , suprafața băii metalice a fost acoperită cu un material izoterm sub formă de praf ( de preferință , Termicem ) în vederea reducerii pierderilor de temperatură .

Turnarea fontei s-a realizat în forme temporare din amestec de formare , având o temperatură de turnare de 1360...1380°C . Prin turnare , s-au obținut calupuri de fontă sintetică solidă cu masa de 56...60 kg / buc.

Compoziția chimică a fontelor sintetice netratate este prezentată în tabelul 4.5, fiind obținută pe probe chimice prelevate din calupii turnați .

### 4.2.1. Tratarea fontelor sintetice în stare lichidă .

În vederea urmăririi influenței diferitelor tratamente aplicate fontei sintetice lichide , asupra proprietăților de turnare ale acesteia ( în special ) , dar mai ales asupra structurii rezultate în stare solidă și implucit , asupra proprietăților mecanice, aceasta a fost supusă unor procese metalurgice în oala de turnare urmărindu-se a nu modifica semnificativ compoziția chimică inițială.

Tratarea fontelor sintetice în stare lichidă cuprinde două aspecte , și anume:  
- adăugarea unor substanțe solide în baia metalică cu scopul reducerii conținutului de gaze și a îmbunătățirii condițiilor de cristalizare ( fero-siliciu , silico-calciu , aluminiu ) ;

- agitarea băii metalice ( în care s-au introdus sau nu , substanțe solide ) prin barbotare cu argon în vederea reducerii sau chiar eliminării produșilor de reacție rezultați în urma oxidării elementelor chimice și a rafinării fontei lichide ( oxizi , sulfuri ) , a incluziunilor nemetalice și chiar a gazelor dizolvate în baia metalică .

Ambele metode de tratare a fontei sintetice în stare lichidă , se aplică în oala de turnare .

În vederea tratării în stare lichidă a fontei sintetice , fonta se deșarjează într-o oală de turnare cu capacitatea de 8 tone .

Toate aceste substanțe adăugate în oala de turnare joacă un rol important în dezoxidarea fontei , ceea ce conduce la o scădere de temperatură cu 40...50°C (temperatura fontei în cuptor , înainte de deșarjare fiind de 1540...1560°C ) , temperatura de turnare a fontei sintetice tratate cu aceste substanțe fiind de 1360...1380°C .

**a. Tratarea fontei sintetice lichide cu substanțe solide .** Aceste substanțe se adaugă în oala de turnare , după ce aceasta s-a umplut circa 25...30 % cu fontă lichidă , în următoarele cantități , prezentate în tabelul 4.4.

Tabelul 4.4.

Cantitățile de adaosuri de substanțe solide introduse în fonta sintetică lichidă, în oala de turnare , [ kg / tona de fontă lichidă]

Fero-siliciu 75	Silico-calciu 20	Aluminiu
0,25	0,30	0,20

Compoziția chimică a substanțelor solide utilizate la tratarea fontei sintetice lichide este conform STAS 7436-80 , pentru fero-siliciu , STAS 7036-80 , pentru silico-calciu și STAS 7607 / 2-79 , pentru aluminiu tehnic .

Compoziția chimică a șarjelor de fontă sintetică tratată în stare lichidă cu substanțele solide menționate anterior este prezentată în tabelul 4.5

**b. Tratarea fontei sintetice lichide prin barbotare cu argon .** Metoda de tratare a fontei lichide prin barbotare cu gaze inerte ( argon ) se bazează pe utilizarea unei instalații de insuflare a gazului pe la fundul oalei de turnare printr-un dop poros refractar ( permeabil la gaze și impermeabil pentru fonta lichidă ) . Dopul refractar poros se execută din granule de carbură de siliciu cu silicat de sodiu , întărit cu bioxid de carbon .

Argonul se insuflă în baia metalică la o presiune de 4 barri , cu un consum specific de 1,5 Nm<sup>3</sup> / t de fontă lichidă . Durata de barbotare a băii metalice este de 5 minute .

Compoziția chimică a fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc și tratate în stare lichidă în oala de turnare cu substanțe solide , [ % ] .

Nr. crt.	Mat ad.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ca	Al
1	Net	3,65 3,90	0,26 0,45	0,10 0,27	0,009 0,019	0,014 0,035	0,01 0,05	0,03 0,05	0,04 0,08	0,01 0,02	-	-
2	FeSi	3,65 3,90	0,27 0,38	0,12 0,23	0,008 0,020	0,010 0,016	0,04 0,07	0,04 0,06	0,06 0,09	0,01 0,02	-	-
3	Si Ca	3,45 3,85	0,18 0,23	0,10 0,20	0,008 0,015	0,007 0,012	0,05 0,06	0,04 0,07	0,06 0,08	0,01 0,02	0,002 0,003	-
4	Al	3,45 3,90	0,06 0,45	0,12 0,27	0,010 0,019	0,010 0,016	0,02 0,06	0,04 0,06	0,04 0,09	0,01 0,02	-	0,015 0,017

În scopul elucidării cineticii interacțiunilor dintre bulele de gaz insuflat și baia metalică o serie de cercetători [ 38 ] , [ 52 ] , [ 53 ] au evidențiat aspecte importante privind evoluția bulelor de gaz în traiectoria lor de la orificiul de insuflare la suprafața băii metalice :

- o parte din gazul insuflat este reținut în baia metalică , cea mai ridicată concentrație sesizându-se pe axa verticală centrală a oalei de turnare ;
- frecvența bulelor de gaz insuflat și retenția lor în baia metalică nu depinde de diametrul orificiului de insuflare , ci de debitul de gaz insuflat;
- dimensiunile bulelor variază de la nivelul ajutorului unde sunt mai mari , ca apoi să se descompună în bule mai mici care se reunesc în roiuri de bule de gaz pe măsură ce înaltează spre suprafața băii metalice , fenomene ce sunt dependente de caracteristicile băii metalice ( vâscozitate , tensiune superficială ) ;
- barbotarea devine eficientă în cazul când se produce adeziunea particulelor de suspensii din baia metalică la bulele de gaz și decantarea lor .

Viteza de decantare a incluziunilor nemetalice din baia metalică se mărește considerabil datorită creării unor condiții termodinamice favorabile la limita de separație bulă de gaz - particulă oxidică , cu apariția unor fenomene de adsorbție gaz - suspensie.

Tratarea cu argon a fontelor sintetice , temperatura fontei lichide fiind de 1520...1530°C , se realizează în oale de turnare cu capacitatea de 12 tone cu căpușeală bazică , pentru următoarele sortimente de fontă lichidă :

- 1- fontă sintetică fără adaos de substanțe solide ;
- 2- fontă sintetică cu adaos de FeSi ;
- 3- fontă sintetică cu adaos de SiCa ;
- 4- fontă sintetică cu adaos de Al .

În urma barbotării cu argon , temperatura fontei lichide , în oala de turnare, scade cu 90...100°C .

La barbotarea băii metalice cu argon nu se produc modificări substanțiale în ceea ce privește modificarea concentrației unor elemente chimice , cu excepția carbonului și a grafitului . În urma barbotării cu argon a fontei lichide are loc o îndepărtare însemnată a grafitului remanent și a celui dizolvat în baia metalică



(provenit din procesul de carburare ) concomitent cu o scădere a conținutului de carbon din fontă . Scăderea conținutului de carbon din fontă atinge valori de 0,3...0,4% .

Odată cu scăderea conținuturilor de incluziuni și gaze din fonta lichidă prin barbotarea cu argon în stare lichidă prin mărirea duratei de tratare ( mai mare de 5 minute ) , se produce și o scădere însemnată a conținutului de carbon ce depășește valorile menționate anterior .

Având în vedere aspectele legate de micșorarea conținutului de carbon din fonta lichidă , se menționează că , la deșarjare , fonta are un conținut de carbon de 4,20...4,30 % .

Compoziția chimică a mai multor șarje de fontă sintetică lichidă tratată cu argon se prezintă în tabelul 4.6.

Prin barbotarea fontei lichide în oala de turnare , cu gaze inerte ( argon ) , se obțin rezultate importante în ceea ce privește omogenitatea compoziției chimice și a temperaturii , accelerarea reacțiilor de dezoxidare , de degazare și de îndepărtare a produșilor de reacție , ca urmare a intensificării fenomenelor de transfer de masă și termic ceea ce constituie factori determinanți în menținerea unei temperaturi optime la turnarea în calupuri .

La barbotarea fontelor sintetice cu argon în care s-au introdus adaosuri de silico-calcium , nu se produc modificări importante în ceea ce privește conținuturile de calcium remanent . În schimb , în cazul barbotării fontelor sintetice în care s-a introdus aluminiu în oala de turnare , conținutul de aluminiu se reduce cu 65...70 % , comparativ cu conținutul de aluminiu din fontele netratate cu argon , dar în care s-a introdus aluminiu .

Ținând seama de fenomenele superficiale se poate considera că cele mai bune condiții de decantare prin barbotarea cu gaze inerte le oferă suspensiile de  $Al_2O_3$ , care prezintă valori ridicate ale unghiului de umectare  $\Theta$  , respectiv ale tensiunii interfazice  $\sigma_{m-s}$  .

Eliminarea incluziunilor nemetalice , a oxizilor , dar și a grafitului din baia metalică , în urma barbotării cu argon în stare lichidă a fontelor sintetice , se produce ca urmare a agitării intense a băii metalice și a fenomenelor de coalescență a incluziunilor în jurul bulelor de gaz și a migrării lor spre suprafața fontei lichide .

Tratamentul cu azot sau cu azot activ ( amoniac ) a fontei lichide s-a aplicat mai mult la fontele de a doua fuziune , caz în care s-a urmărit obținerea unui efect modificador prin utilizarea la insuflare a unor tuburi de grafit [ 11 ] , [ 20 ] , [ 82 ] , [ 104 ] , [ 105 ] .

În cazul fontelor brute , tratarea cu azot se aplică mai rar [ 38 ] , [ 102 ] , [ 104 ] , [ 105 ] , conducând la creșterea proporției de perlită și a rezistenței fontei , cu 50...70% [ 104 ] .

Efectele barbotării cu azot a fontelor sintetice sunt similare cu cele ale gazelor inerte ( argon ) determinând micșorarea conținutului de incluziuni , de oxigen , de hidrogen , dar datorită retenției lui în baie , de până la 20...25 % din cantitatea insuflată , conduce la creșterea concentrației lui în fontă , valori determinate prin cercetările experimentale efectuate .

Utilizarea gazului metan la barbotarea fontelor brute , așa cum s-a observat și în capitolele anterioare , are un efect benefic asupra structurii , proprietăților similare celorlalte gaze utilizate la barbotarea fontei [ 77 ] , dar având în vedere

modul de livrare al acestuia la consumatori , în prezent , precum și puritatea acestuia, nu este indicată utilizarea lui în tratarea fontelor sintetice .

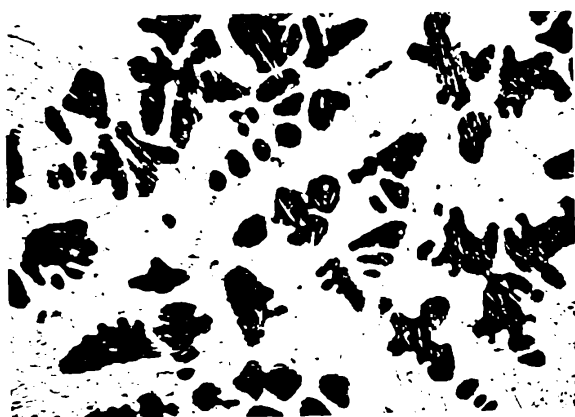
Tabelul 4.6.

Compoziția chimică a fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic, cu arc și tratate în stare lichidă prin barbotare cu argon , [ % ] .

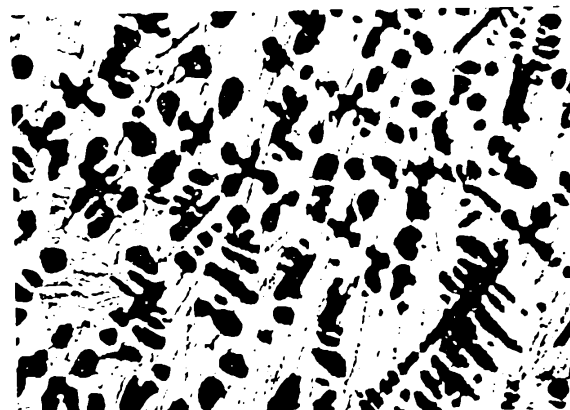
Nr. crt.	Mat ad.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ca	Al
1	-	3,30 3,65	0,25 0,45	0,10 0,26	0,009 0,019	0,013 0,030	0,01 0,05	0,03 0,05	0,04 0,08	0,01 0,02	-	-
2	FeSi	3,40 3,75	0,25 0,35	0,18 0,25	0,010 0,020	0,010 0,020	0,03 0,08	0,03 0,08	0,05 0,08	0,01 0,03	-	-
3	SiCa	3,30 3,65	0,20 0,28	0,14 0,18	0,013 0,020	0,010 0,015	0,03 0,08	0,03 0,05	0,04 0,06	0,01 0,02	0,001 0,003	-
4	Al	3,25 3,60	0,10 0,18	0,18 0,20	0,010 0,020	0,012 0,020	0,03 0,06	0,03 0,08	0,03 0,07	0,010, 02	-	0,009 0,010

#### 4.2.2. Structura fontei sintetice în stare solidă .

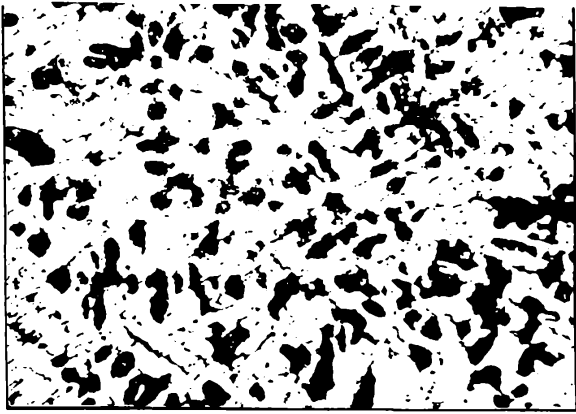
Importanța deosebită acordată proprietăților fontelor de a doua fuziune influențate de natura , forma , mărimea și distribuția fazelor și constituienților fontelor considerate brute ( fonte sintetice ) , în figurile 4.1 și 4.2 , se redau microstructurile fontelor sintetice , la mărirea de 100 : 1 .



a.



b.

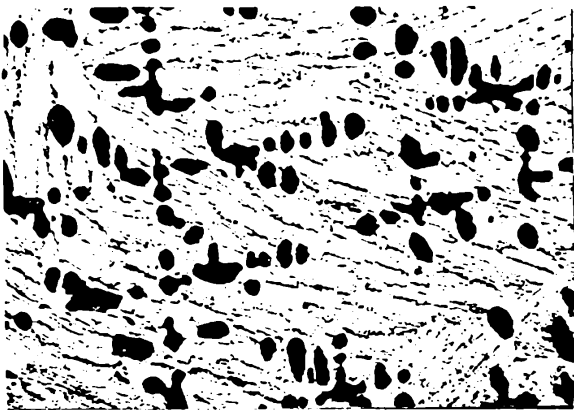


c.

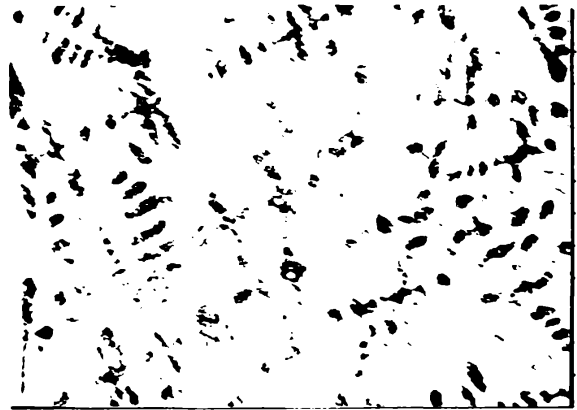


d.

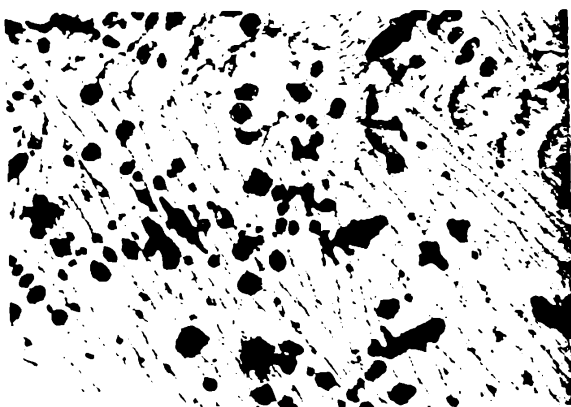
Fig. 4.1. Structura fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc și tratate în oala de turnare cu substanțe solide ( 100 : 1 ) : a. fără adaosuri ; b. cu adaos de FeSi ; c. cu adaos de SiCa ; d. cu adaos de Al .



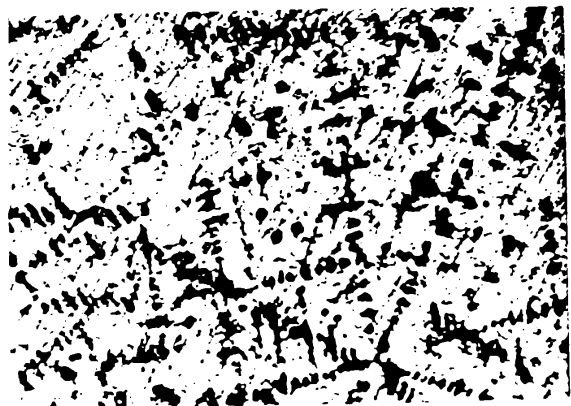
a.



b.



c.



d.

Fig. 4.2. Structura fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc și barbotate cu argon în oala de turnare ( 100 : 1 ) : a. fără adaosuri ; b. cu adaos de FeSi ; c. cu adaos de SiCa ; d. cu adaos de Al .

Cercetările metalografice au arătat că structura fontelor sintetice pentru toate sortimentele de fontă analizate , este compusă în principal din faze și constituienți în care carbonul este legat sub formă de cementită : ledeburitică , primară , secundară .

Prin urmare , structura fontelor sintetice în stare solidă este constituită din cementită liberă și perlită ( structură specifică fontelor albe ) . Conținuturile acestor constituienți sunt determinate , în special , de compoziția chimică a fontelor și mai puțin de adaosurile solide utilizate sau de tratamentul de barbotare aplicat .

Introducerea de FeSi și SiCa în oala de turnare nu determină modificări importante în structura acestor fonte , pe când adaosul de aluminiu ce formează compuși stabili la temperaturi ridicate cu oxigenul , care măresc vâscozitatea fontei și determinând o oarecare mărire a proporției de perlită .

Barbotarea fontelor sintetice cu argon în care s-a adăugat aluminiu tehnic determină îndepărtarea substanțială a oxizilor de aluminiu din baia metalică .

Obținerea unor fonte sintetice cu o compoziție chimică predeterminată (destul de omogenă pentru toate cazurile analizate ) coroborată cu eliminarea sau reducerea substanțială din compoziția chimică a acestor fonte a unor elemente chimice dăunătoare ( sulf , fosfor , arseniu , stibiu ) , conduce la obținerea unor structuri , în stare solidă , cu un înalt grad de omogenitate ceea ce poate garanta caracteristici mecanice omogene fontelor , la retopire .

În urma acestor condiții autoimpuse de elaborare a fontelor sintetice și a criteriilor de apreciere menționate anterior , în care întreaga cantitate de carbon este legată în cementită , se elimină posibilitatea apariției grafitului primar grosolan, care prin proprietatea de ereditate a fontelor , s-ar putea transmite fontelor de a doua fuziune obținute prin procesul de retopire a fontelor sintetice .

#### **4.2.3. Conținutul de gaze în fontele sintetice .**

Cantitatea de gaze din fonta lichidă elaborată în cuptorul electric cu arc bazic, este determinată de o serie de factori cum ar fi : temperatura , gradul de agitare electromagnetice , compoziția chimică , timpul de menținere a fontei lichide la temperaturi ridicate , conținutul de gaze din materialele din încărcătură , etc.

Conținutul de gaze al fontei lichide este rezultanta a două procese complexe cu tendințe diferite și anume : trecerea gazelor din topitură în zgură ( nitruri , oxizi) și în atmosferă , respectiv îmbogățirea în gaze din încărcătură și atmosferă a topiturii.

Principalele gaze ce se găsesc în fontă sunt : azotul , sub formă de nitruri sau ioni , hidrogenul , sub formă de protoni și oxigenul sub formă de oxizi sau ioni negativi .

Dizolvarea gazelor în fonta lichidă este un proces endoterm , fiind favorizat de creșterea temperaturii .

Elementele chimice prezente în compoziția chimică a fontei lichide acționează diferit asupra solubilității gazelor . Astfel , carbonul și siliciul micșorează solubilitatea gazelor , cromul mărește solubilitatea azotului și micșorează solubilitatea hidrogenului , iar manganul mărește solubilitatea hidrogenului [ 76 ] , [ 81 ] .

La introducerea materialelor de carburare ( cocs petrol sau spărturi de grafit) în fonta lichidă , au loc reacții de oxidare a carbonului . În această fază de început de carburare , se oxidează , în primul rând , carbonul din materialul de carburare pe seama oxigenului existent în porii acestuia ca urmare a faptului că în baia metalică obținută din topirea fierului vechi ( deșeuri de oțel ) ce conținea o cantitate redusă de carbon . În continuare , după dizolvarea materialului carburant în fonta lichidă are loc o dezoxidare avansată a fontei . Odată cu creșterea cantității de carbon introdus crește , însă și conținutul de oxigen din grafitul materialului carburant ca urmare a fenomenului de adsorbție a oxigenului la suprafața pachetelor de grafit .

Prin urmare , la determinarea cantității de material carburant necesar obținerii concentrației de carbon dorite pentru fonta sintetică , trebuie să se ia în considerare arderea carbonului din grafit pe seama reacției de oxidare cu oxigenul conținut de porii materialului carburant , cât și arderea carbonului pe seama oxigenului dizolvat în fonta lichidă . Oxidarea avansată a carbonului dizolvat în fonta lichidă se produce și pe seama unor conținuturi reduse de siliciu și mangan din baia metalică .

Proveniența azotului în fonta sintetică lichidă este datorată în mare măsură fierului vechi din încărcătura cuptorului electric bazic , cu arc , care conține de obicei mai mult azot decât deșeurile de fontă ( dacă s-ar utiliza acestea în încărcătura metalică a cuptorului ) . Umiditatea încărcăturii și a atmosferei sunt factorii care determină apariția hidrogenului în baia metalică din cuptorul electric bazic , cu arc . În vederea diminuării influenței acestui factor , încărcătura metalică a cuptorului se preîncălzește înainte de încărcarea cuptorului ( cu un arzător cu flacără , într-o benă ) sau chiar în timpul fazei de topire ( utilizând același factor de încălzire ) .

Având în vedere că experimentările au fost efectuate pe mai multe șarje , în tabelul 4.7 se vor prezenta limitele între care variază conținuturile de gaze din fonta sintetică elaborată în cuptorul electric bazic , cu arc , atât netratate cât și tratate conform datelor prezentate în § 4.2.1.

Tabelul 4.7.

Conținuturile limită de gaze în fonta sintetică elaborată în cuptorul electric bazic cu arc și tratată în oala de turnare .

Metoda de tratare a fontei sintetice	Hidrogen , [ cm <sup>3</sup> / 100g ]	Azot , [ % ]	Oxigen , [ % ]
Netratată	1,9 - 2,1	0,0066 - 0,0068	0,09 - 0,12
FeSi	1,8 - 2,0	0,0065 - 0,0067	0,08 - 0,10
SiCa	1,8 - 2,0	0,0065 - 0,0067	0,07 - 0,08
Al	1,8 - 1,9	0,0065 - 0,0068	0,06 - 0,07
Ar	1,9 - 2,1	0,0060 - 0,0063	0,07 - 0,09
FeSi + Ar	1,8 - 2,0	0,0061 - 0,0062	0,06 - 0,07
SiCa + Ar	1,8 - 2,0	0,0061 - 0,0062	0,05 - 0,06
Al + Ar	1,8 - 1,9	0,0060 - 0,0062	0,04 - 0,05

Adaosul de fero-siliciu în oala de turnare determină o ușoară dezoxidare a fontei lichide deoarece o parte din oxigenul dizolvat este legat de siliciu adăugat (din FeSi) , pe când adaosul de silico-calciu determină legarea atât a oxigenului cât și a sulfului din baia metalică . Prin urmare adaosul de SiCa în fonta lichidă determină și o desulfurare a fontei lichide ca urmare a legării lui de către calciul adăugat din materialul de adaos odată cu fenomenul de dezoxidare .

Dacă se compară datele obținute , se observă o scădere a conținutului de oxigen din fontele sintetice în care s-a introdus FeSi în oala de turnare față de cele netratate , cu 10...12 % .

Adaosul de SiCa în fonta lichidă din oala de turnare determină o scădere a conținutului de oxigen cu 20...25 % , iar a conținutului de sulf de 30...35 % față de conținuturile elementelor respective din fonta netratată .

Barbotarea fontei lichide cu argon în oala de turnare , în care s-au introdus sau nu adaosuri solide , determină eliminarea unei cantități ridicate de oxigen din baia metalică și a unei mici părți din azotul dizolvat în fonta lichidă ca urmare a fenomenelor de coalescență a atomilor sau moleculelor de gaz dizolvat ( atomii de gaz dizolvat chiar dacă în fonta lichidă se regăsesc în stare atomică , prin agitarea băii metalice ei se întâlnesc formând molecule ale gazului respectiv ) în jurul bulelor de gaz barbotat și de migrare a lor spre suprafața băii metalice [ 37 ] , [ 38 ] , [ 52 ] , [ 53 ] , [ 102 ] , [ 103 ] , [ 115 ] .

Odată cu eliminarea gazelor din fonta sintetică lichidă se produce și purificarea acesteia prin eliminarea sau reducerea conținuturilor de incluziuni nemetalice sau de impurități . Fenomenele superficiale ce se produc la barbotarea fontei sintetice lichide în oala de turnare , între bulele de gaz inert ( argon ) și particulele de suspensii conduc la un proces de adeziune a particulelor la bulele de gaz introdus . Acest fenomen de adeziune și de agitare a fontei lichide conduce la creșterea vitezei de ascensiune a ansamblului rezultat și în final , la decantarea lor la suprafața băii metalice și în zgură [ 37 ] , [ 52 ] , [ 53 ] .

Compararea rezultatelor în cazul fontelor sintetice lichide în care s-a introdus FeSi și SiCa și care au fost barbotate cu argon cu cele rezultate în cazul fontelor sintetice netratate cu substanțe solide , dar barbotate cu argon , se observă că nu se produc modificări importante în ceea ce privește conținuturile de gaze . În schimb , în cazul fontei în care s-a introdus aluminiu și care a fost barbotată cu argon se observă o scădere destul de importantă a conținuturilor de oxigen și de azot . Simultan cu degazarea avansată a fontei sintetice lichide , prin acest procedeu se elimină o mare cantitate de incluziuni din fonta sintetică . Dezoxidarea avansată a fontei lichide în care s-a introdus aluminiu tehnic și care apoi a fost supusă procesului de barbotare cu argon , este determinată , în principal , de valorile ridicate ale unghiului de umețare  $\Theta$  care determină tensiunea interfacială particulă - bulă de gaz (  $Al_2O_3$  - bulă de Ar ) și de faptul că majoritatea cantității de oxigen este legată de aluminiul dizolvat în fonta lichidă ( ca urmare a reacției de oxidare ) . Produsul de reacție rezultat are o temperatură ridicată de topire și de aceea el se regăsește în fonta lichidă în stare solidă care datorită fenomenului de barbotare și a legii lui Stokes poate migra spre suprafața băii metalice și decanta în zgură .

Comparativ cu rezultatele obținute pentru fontele de primă fuziune pentru turnătorie elaborate în furnal ( Călan , Vlăhița ) , în cazul fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc se obțin conținuturi de gaze mai mici ( vezi

capitolele 2 și 3 ) .

#### 4.2.4. Fluiditatea fontelor sintetice .

Fluiditatea caracterizează capacitatea metalelor și aliajelor de a curge și umple forma de turnare , fiind determinată de procesele termofizice care au loc la curgerea fontei lichide în forma de turnare .

Pentru asigurarea condițiilor corecte de solidificare a aliajelor turnate , respectiv pentru controlul desfășurării proceselor de cristalizare , în producție se utilizează o serie de probe cu caracter tehnologic , respectiv probe pentru determinarea fluidității aliajului .

În practica turnătoriilor , măsurarea valorii relative a fluidității se face prin turnarea aliajului în canale subțiri , a căror lungime de umplere determină valoarea de apreciere rapidă a fluidității . Probele de fluiditate , pentru a fi concludente , trebuie turnate întotdeauna în aceleași condiții de temperatură și viteză de umplere. Prin urmare , temperatura de turnare a fontei sintetice în forma din amestec de formare a fost de 1360°C .

Fluiditatea fontelor sintetice tratate sau netratate în stare lichidă , în oala de turnare , pentru o serie de șarje experimentale este pusă în evidență prin lungimea spiralei Curry și ale cărei valori sunt prezentate în tabelul 4.8 .

Prin compararea rezultatelor prezentate în tabelul 4.8 , se observă că cele mai ridicate valori ale fluidității se obțin în cazul fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc și tratate în stare lichidă în oala de turnare prin barbotare cu argon ca urmare a îndepărtării din baia metalică a incluziunilor nemetalice ( care , în general , se regăsesc în stare solidă în fonta sintetică lichidă ) și în mod special a oxizilor de aluminiu care măresc vâscozitatea fontei lichide .

Comparativ cu valorile fluidității pentru fontele de primă fuziune de turnătorie elaborate în furnal , valorile fluidității pentru fontele sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc sunt mai mici cu 70...120 mm , măsurate prin lungimea spiralei Curry.

Aceste diferențe între valorile fluidității pentru fontele de primă fuziune și cele sintetice sunt datorate în mare măsură lipsei carbonului liber , sub formă de grafit , cu toate că în cel de-al doilea caz are loc o eliminare masivă a elementelor care măresc vâscozitatea fontei , fenomene ce conduc , în mod normal la creșterea fluidității fontelor . Prin urmare , valoarea fluidității fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc este determinată , în principal , de conținutul de carbon al acestor fonte și de forma sub care se găsește acest carbon repartizat în fonta lichidă ( liber sau legat în rețeaua cristalină a fierului ) .

Valorile limită ale fluidității fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc și tratate în stare lichidă în oala de turnare , măsurată prin lungimea spiralei Curry .

Metoda de tratare a fontei sintetice în stare lichidă , în oala de turnare .	Lungimea spiralei Curry ( valori limită ) [ mm ]
Netratată	410...420
FeSi	420...435
SiCa	420...435
Al	420...440
Ar	435...440
FeSi + Ar	440...450
SiCa + Ar	445...460
Al + Ar	460...470

#### 4.2.5. Con tracția și volumul de retasură ale fontelor sintetice .

Volumul de retasură al fontelor este determinat de con tracția acestora . Con tracția aliajelor , în general , constă în modificările volumice care apar în stare lichidă , în timpul solidificării și în stare solidă .

Con tracția fontei în stare lichidă (  $\epsilon_l$  ) poate fi privită ca o schimbare a volumului specific , respectiv a densității , fiind determinată de coeficientul de con tracție volumică (  $\alpha_l$  ) și de intervalul de temperatură în care fonta se găsește până la începerea solidificării [ 100 ] :

$$\epsilon_l = 100 \cdot ( T_t - T_l ) \cdot \alpha_l \quad (4.30)$$

în care :

$T_t$  reprezintă temperatura de turnare , în °C ;

$T_l$  - temperatura lichidus , în °C .

Con tracția fontei la solidificare este un proces deosebit de complex având în vedere faptul că în acest timp are loc o schimbare a stării de agregare , are loc un proces de îndepărtare a gazelor , de apariție a grafitului , etc.

Valoarea con tracției la solidificare (  $\epsilon_s$  ) depinde direct proporțional de mărimea intervalului de solidificare și de procesul de grafitizare ce are loc , în principal , în timpul transformării eutectice , proces ce este însoțit de mărirea



volumului fontei . Mărirea de volum cauzată de grafitizare compensează contracția la solidificare , micșorând-o sau chiar anulând-o . În cazul în care tot grafitul se separă direct din lichid ( grafitizare directă ) , valoarea contracției la solidificare pentru fonta cenușie este comparabilă cu cea pentru fonta albă [ 59 ] .

Cu cât cantitatea de grafit eutectic este mai mare , cu atât creșterea de volum a fontei cenușii va fi mai accentuată , iar contracția la solidificare mai mică [ 59 ] .

Valoarea contracției la solidificare , funcție de conținutul de carbon și de cantitatea de grafit ce apare la solidificare , este următoarea [ 59 ] :

$$\epsilon_s = 6,9 - 0,9 \cdot C - 2 \cdot C_{gr} \quad (4.31)$$

Contactia totală în stare lichidă și la solidificare determină mărirea volumului de retasură , respectiv a golului de contracție care apare [ 59 ] .

Volumul retasurii observat în practică este de obicei , mai mare decât cel calculat teoretic , pentru care s-a presupus o cristalizare ideală , neperturbată ( cu un indice de perturbare zero ) , deci o cantitate maxim posibilă de grafit eutectic [ 98 ] . Valorile practice ale indicelui de perturbare sunt însă , de până la 0,2 [ 98 ] .

Cunoașterea tendinței de formare a retasurilor la turnare a fontelor este deosebit de importantă în vederea aprecierii compactității produselor turnate .

Una dintre cele mai cunoscute și utilizate probe pentru măsurarea volumului de retasură a fontelor sintetice este cea propusă de A. Wittmoser , A. A. Kroll și L. Hutter .

Valorile volumului de retasură pentru diversele șarje de fontă sintetică elaborată în cuptorul electric bazic , cu arc , tratate sau netratate în stare lichidă , sunt prezentate în tabelul 4.9.

Valoarea contracției totale a fontelor sintetice elaboarte în cuptorul electric bazic , cu arc , tratate sau netratate în stare lichidă conform datelor din tabelul 4.9, este determinată în cea mai mare măsură de conținutul de carbon al acestora .

Menționăm că pentru cazurile analizate s-au păstrat constante temperatura de deșarjare și de turnare a fontei sintetice ( menționate la începutul acestui capitol) astfel încât să nu apară factori suplimentari de influențare a volumului de retasură.

Ținând cont de faptul că fontele sintetice au cele mai mari valori ale contracției liniare și că elaborarea lor în cuptorul electric bazic cu arc atinge valori de temperatură mai mari de 1440°C , contracția totală a fontelor sintetice analizate ajunge la valori destul de ridicate și aproape egale cu cele ale fontelor de furnal Călan ( 4,5...7 % , respectiv 2...8 % ) , cu deosebirea că sunt mai concentrate în jurul valorilor de 4,5...5,5 % .

Influența carbonului asupra contracției în stare lichidă este diferită de cea la solidificare : carbonul mărește contracția în stare lichidă ( cu atât mai mult cu cât temperatura este mai mare ) și o micșorează pe cea de la solidificare .

În cazul fontelor albe ( fonte sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc ) , creșterea conținutului de carbon determină creșterea valorii contracției totale la temperaturi de 1400...1440°C . În cazul supraîncălzirii fontelor cu numai 50°C peste temperatura lichidus , scăderea contracției la solidificare depășește creșterea acesteia în stare lichidă , astfel că suma (  $\epsilon_l + \epsilon_s$  ) scade odată cu creșterea conținutului de carbon [ 59 ] .

În cazul fontelor sintetice cu un grad de puritate ridicat ( fonte tratate în stare

lichidă , în oala de turnare cu SiCa sau Al și barbotate cu Ar ) aceste valori ale volumului de retasură sunt ușor mai mici , dar nu prea mult ( 4,5...5,5 % ) .

Tabelul 4.9.

Valorile limită pentru volumul de retasură obținut în cazul fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc și tratate în stare lichidă în oala de turnare , în % .

Metoda de tratare a fontei sintetice	Volumul de retasură , în %
Netratată	6,5...7,0
FeSi	5,5...6,5
SiCa	5,5...6,5
Al	5,0...6,5
Ar	5,0...6,0
FeSi + Ar	5,0...6,0
SiCa + Ar	5,0...6,0
Al + Ar	4,5...6,0

Întreaga cantitate de carbon conținut de fontele sintetice analizate este legată în cementită .

Prin eliminarea impurităților din fonta lichidă , s-ar putea să scadă influența germenilor de cristalizare externi și să crească influența celor interni ceea ce conduce la creșterea tensiunii superficiale dintre solid și lichid , respectiv germene de cristalizare - lichid . Aceste fenomene conduc la diferențe de concentrație ale atomilor din compoziția chimică a fontei lichide și la variații ale gradului de subrăcire. Prin aceasta s-ar crea condițiile unei solidificări similare solidificării lingourilor din oțel în care retasura apare ca o retasură concentrată . Acestea ar explica în toate cazurile mărimea volumului de retasură și micile variații în cazul fontelor tratate în stare lichidă .

#### 4.2.6. Caracteristicile mecanice ale fontelor sintetice .

Caracteristicile calitative ale aliajelor metalice destinate industriei constructoare de mașini și de utilaje sunt de cea mai mare importanță în obținerea unor produse corespunzătoare cerințelor funcționale și de fiabilitate impuse acestora și sunt caracterizate de proprietățile mecanice ale aliajelor .

Încercarea la tracțiune prin care se urmărește determinare rezistenței la rupere , se obține pe probe turnate și prelucrate conform STAS 9644-74 .

Încercările de duritate pentru fonta sintetică elaborată în cuptorul electric bazic cu arc , sunt încercări Rockwell , conform STAS 493-81 .

Încercările de tracțiune și de duritate Rockwell s-au obținut direct pe probe prelevate din calupii de fontă sintetică turnați , urmărindu-se ca temperatura de turnare a fontei să fie de 1360°C .

Tabelul 4.10.

Valorile limită ale încercărilor mecanice ale fontei sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc și tratate în stare lichidă în oala de turnare .

Metoda de tratare a fontei sintetice	Rezistența la rupere la tracțiune , $R_m$ , [ N/mm <sup>2</sup> ]	Duritatea Rockwell , [ HRC ]
Netratată	6...15	53...55
FeSi	6...10	53...56
SiCa	6...10	53...56
Al	5...7	55...57
Ar	5...7	53...56
FeSi + Ar	-	54...56
SiCa + Ar	-	54...56
Al + Ar	-	55...57

La elaborarea fontelor sintetice în cuptorul electric bazic cu arc , tratate sau nu în stare lichidă în oala de turnare , se observă că datorită constituenților metalografici obținuți , se obțin valori foarte ridicate ale durității , comparativ cu cele ale fontelor de primă fuziune elaborate în cuptor înalt . Cele mai ridicate valori ale durității se obțin în cazul fontelor sintetice tratate în stare lichidă prin adaos de aluminiu și prin barbotare cu argon în oala de turnare . În urma acestor tratamente în stare lichidă are loc o dezoxidare avansată a fontei sintetice și separarea la solidificare a unei cantități ușor mai ridicate de cementită liberă , comparativ cu fonta netratată . Aceste tratări în stare lichidă a fontei sintetice determină modificarea gradului de subrăcire al fontei și modul de germinare la solidificare , care favorizează separarea unei cantități mai mari de cementită liberă .

Valorile rezistenței la rupere la tracțiune pentru fontele sintetice sunt foarte mici , mult mai apropiate de zero , datorită fragilității foarte ridicate a fontelor sintetice caracterizate de o structură metalografică compusă din cementită liberă și perlită , ca și contituenți metalografici , constituenți specifici fontelor albe . Variațiile foarte mici ale proporțiilor celor doi constituenți au o influență foarte redusă în modificările valorilor rezistenței la rupere la tracțiune , spre deosebire de influența acestora asupra durității .

Spre deosebire de fontele brute de furnal caracterizate de o structură metalografică compusă dintr-o masă metalică de bază perlitică cu separări de grafit

lamelar interdendritic punctiform prezente în cantități foarte reduse , de un eutectic fosforos în rețea , fără separări de ferită și cu cementită liberă , în cazul fontelor brute de furnal Călan ( fig. 2.3 ) ce a condus la obținerea unor rezistențe la rupere la tracțiune de 85...155 N / mm și durități de 121...159 HB , dar și dintr-o masă metalică de bază perlito-feritică neomogenă ( F20 / P80 ) , cu separări de grafit lamelar interdendritic punctiform , fără separări de cementită liberă , în cazul fontelor brute de furnal Vlăhița ( fig. 2.4 ) , ce a determinat obținerea unor rezistenței la rupere la tracțiune de 120...180 N / mm și durități de 134...171 HB .

Așa cum am mai menționat , fontele sintetice nu prezintă aproape de loc rezistenței la rupere la tracțiune , dar au valori foarte ridicate ale durității , măsurate în unități Rockwell , de 53...57 unități .

Fontele albe elaborate în furnal , sunt caracterizate de valori ale durității de 40...42 HRC și fără rezistență la rupere la tracțiune , fiind caracterizate ca și fontele albe sintetice , de o structură metalografică constituită din perlită și cementită , conținutul celor doi constituenți fiind determinat de compoziția chimică a fontelor și de gradul de puritate al lor ( conținut de gaze și de incluziuni ) . Aceste fonte brute albe se utilizează în general , la turnarea în stare brută , în piese .

Valorile de duritate ale fontelor sintetice obținute sunt situate în limite destul de restrânse ceea ce demonstrează o mare omogenitate structurală care se reflectă și asupra valorilor rezistenței la rupere la tracțiune .

Prin urmare valorile de duritate și ale rezistenței la rupere la tracțiune sunt determinate de constituenții metalografici obținuți în cazul fontelor sintetice , fiind foarte puțin influențate de modul de tratare a fontei sintetice în stare lichidă .

Fontele brute de mangal, elaborate în furnale înalte sunt caracterizate , în general , de o tendință foarte ridicată de albire datorită unui grad de puritate ridicat ( conținut redus de gaze și incluziuni ) , grad de puritate care determină reducerea cantității și a numărului de germeni de grafitizare .

Pe lângă compoziția chimică a fontelor care determină apariția unei structuri albe la fontele analizate , de " primă fuziune " , oxigenul joacă un rol destul de important în acest proces metalurgic . Astfel , oxigenul dizolvat în fontă frânează procesul de grafitizare , iar compușii oxigenului ( SiO , FeOSiO , MnOSiO ) măresc gradul de grafitizare . Ori , fontele sintetice , cu toate că prezintă un conținut redus de oxigen și de compuși ai oxigenului , datorită proceselor metalurgice de elaborare , dar și datorită metodelor de tratare a fontelor sintetice analizate care au condus la eliminare lor din fonta sintetică prezintă o structură albă determinată în cea mai mare măsură de compoziția chimică [ 125 ] , [ 126 ] .

## **CAPITOLUL V. RETOPIREA FONTELOR SINTETICE ÎN CUPTORUL ELECTRIC CU INDUCȚIE .**

Fontele cenușii turnate în piese provenite din încărcături cu fonte brute pentru turnătorie , sărace în siliciu sau cu adaos de până la 25 % fonte de afinare au structura masei metalice de bază fină și uniformă , lamele de grafit mai fine , ceea ce conduce la o contracție mai redusă a pieselor turnate și la tensiuni interne mai mici în aceste piese [ 16 ] .

Folosirea fontelor brute cu conținut scăzut de siliciu și cu adaosuri de fontă de afinare a condus la eliminarea apariției crăpăturilor și a ruperilor , a defectelor legate de incluziuni de gaze , păstrându-se prelucrabilitatea bună a fontelor turnate în piese .

Deci , utilizarea fontelor sintetice caracterizate de un conținut scăzut de siliciu ( și de mangan ) , conținut redus de gaze și incluziuni , structură uniformă , îndeplinește o parte din dezideratele dorite la obținerea unor fonte cenușii de doua fuziune turnate în piese de o calitate superioară .

La conținuturi ridicate de siliciu în fontele brute pentru turnătorie , solubilitatea grafitului în fontele lichide , la retopire , ( în special , în cubilouri ) scade , iar în piesele turnate se formează astfel , separări grosolane de grafit [ 22 ] , [ 23 ] .

Așadar , fontele brute cu un conținut ridicat de siliciu folosite la retopirea în cubilou exercită o influență negativă asupra calității fontei cenușii de a doua fuziune , care se manifestă printr-o micșorare a fluidității , în obținerea unor piese mai puțin compacte , cu proprietăți mecanice mai mici și cu o cvasiizotropie mai pronunțată [ 22 ] , [ 23 ] , [ 116 ] .

Aceste aspecte legate de fontele brute de furnal și de retopirea lor , ne-a făcut să ne îndreptăm atenția ( alături și de celelalte aspecte prezentate în capitolele anterioare ) în direcția elaborării fontei sintetice în cuptorul electric cu arc , bazic , și retopirea ei în cuptoare electrice cu inducție , conducând , în acest fel , la obținerea unor fonte de a doua fuziune turnate în piese , de calitate superioară .

De aceea , în continuare , se vor analiza aspectele legate de caracteristicile fontelor de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor sintetice , comparativ cu retopirea fontelor brute de furnal , în cuptoare electrice cu inducție .

### **5.1. PARTICULARITĂȚILE RETOPIRII ÎN CUPTORUL ELECTRIC CU INDUCȚIE A FONTELOR SINTETICE .**

Retopirea fontelor sintetice și elaborarea fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese se realizează în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă .

Retopirea realizându-se într-un astfel de agregat de elaborare în care căldura de topire a încărcăturii , se obține în materialele metalice supuse încălzirii și topirii la trecerea unor curenți electrici prin acestea , nu se mai necesită utilizarea în încărcătura cuptorului a unui material care prin ardere să degaje căldura necesară topirii încărcăturii metalice ( de exemplu : cocs de turnătorie , în cazul cubiloului ) .

La baza proceselor metalurgice din cuptorul electric cu inducție stau interacțiunile care au loc între fazele sistemului : topitură - căptușeală refractară - zgură - atmosferă . Căptușeala refractară , zgura și atmosfera se încălzesc de la topitură și nu de la o sursă de căldură , așa cum se întâmplă în cubilou ( de la gaze și cocs ) sau în cuptorul electric cu arc ( de la arcul electric ) . Pe de altă parte , suprafețele de contact topitură - atmosferă și topitură - zgură sunt mici , iar temperatura zgurii este scăzută din care cauză ea este puțin activă . În cazul cuptorului electric cu inducție ce lucrează cu frecvența rețelei ( 50 Hz), suprafețele de contact amintite se măresc substanțial prin agitarea electro-magnetică a topiturii, în urma căreia se ating viteze de 2,5 m/s în centru și de 4 m/s la peretele cuptorului.

La ora actuală , prin utilizarea fontelor sintetice , se reduc foarte mult consumurile de materiale din încărcătură , ceea ce determină un avantaj substanțial deoarece cocsul de turnătorie implică costuri ridicate pentru achiziționare , având în vedere calitatea superioară pe care trebuie să o posede și datorită faptului că se aduce din import . De aceea este preferabilă utilizarea fontelor sintetice la obținerea fontelor de a doua fuziune pentru turnătorie prin retopire în cuptorul electric cu inducție , caz în care se consumă numai energie electrică .

Sunt cunoscute procesele tehnologice de elaborare a fontelor de a doua fuziune în cubilou unde se consumă cocs de turnătorie , energie electrică și apă industrială spre deosebire de procesele de elaborare în cuptorul electric cu inducție, unde se consumă numai energie electrică și apă industrială .

Pentru a vedea efectul produs de fonta sintetică retopită s-au făcut încercări experimentale de retopire a fontelor brute de furnal și tratate în stare lichidă ca și fontele sintetice , în tabelul 5.1 se redă compoziția chimică a acestor fonte brute .

Tabelul 5.1.

Compoziția chimică a fontelor brute de furnal , tratate în stare lichidă în oala de trunare , [ % ] .

Nr. crt.	Mat ad.	Elemente chimice										
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Ti
1	Net	4,34	1,03	0,42	0,150	0,027	0,020	0,059	0,020	0,03	0,04	0,10
2	FeSi	4,26	1,10	0,37	0,150	0,030	0,020	0,060	0,020	0,04	0,04	0,10
3	SiCa	4,19	0,76	0,40	0,150	0,037	0,020	0,068	0,015	0,04	0,03	0,10
4	Al	4,17	0,98	0,36	0,146	0,028	0,030	0,055	0,020	0,03	0,03	0,08
5	Ar	4,11	0,91	0,36	0,148	0,030	0,020	0,064	0,015	0,04	0,04	0,10
6	FeSi+ Ar	4,10	0,96	0,36	0,156	0,030	0,030	0,066	0,020	0,03	0,03	0,09
7	SiCa+ Ar	4,08	1,11	0,46	0,152	0,030	0,030	0,069	0,020	0,03	0,04	0,09
8	Al+Ar	4,04	0,90	0,36	0,154	0,030	0,020	0,070	0,020	0,04	0,03	0,10

## 5.2. CARACTERISTICILE FONTELOR SINTETICE RETOPITE

### 5.2.1 Conținutul de gaze .

În vederea determinării caracteristicilor fontelor cenușii de a doua fuziune obținute în cuptorul electric cu inducție , prin retopirea fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc , se menționează că s-au păstrat constante condițiile de elaborare , turnare și răcire . Astfel , fonta cenușie a fost elaborată în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă , fiind supraîncălzită în cuptor la o temperatură de 1480°C , menținută la această temperatură timp de 5 minute și turnată în piese sau în probe la temperatura de 1360°C .

În vederea obținerii conținutului de gaze din aceste fonte , se acordă o atenție deosebită gradului de agitare electromagnetică a fontei lichide în cuptor , supraîncălzirii și menținerii fontei lichide în cuptor .

Pentru obținerea compoziției chimice dorite pentru fonta cenușie turnată în piese, în toate cazurile se impune corectarea compoziției chimice , mai precis a conținuturilor de siliciu și mangan având în vedere procentajele sub care se găsesc acestea în fonta sintetică .

Astfel , majorarea conținutului de siliciu al fontei lichide ( prin adaos de ferosiliciu) determină micșorarea solubilității gazelor în fonta lichidă , pe când majorarea conținutului de mangan determină creșterea solubilității gazelor , în mod special a hidrogenului .

Dacă ne referim la supraîncălzirea fontei lichide și menținerea acesteia la temperatura de supraîncălzire sau menținerea la o anumită temperatură , atunci se cunoște foarte bine faptul că cele două etape ale procesului de elaborare al fontei cenușii ar determina o creștere a conținutului de gaze . Având în vedere, temperatura de supraîncălzire , durata de menținere la această temperatură și temperatura de turnare a fontelor analizate , putem afirma că acești factori ai procesului tehnologic de elaborare pot influența conținutul de gaze în fonta elaborată.

La retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție , s-au luat în considerare sorturile de fonte sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc și metodele de tratare a acestor fonte în oala de turnare , retopirea realizându-se pe aceste grupe de șarje .

Valorile limită ale conținuturilor de gaze din fontele de a doua fuziune (hipoeutectice ) obținute prin retopirea fontelor sintetice sunt prezentate în tabelul 5.2, iar în tabelul 5.3 sunt prezentate conținuturile de gaze din fontele brute de furnal retopite în cuptorul electric cu inducție ( la fel ca și fontele sintetice ) .

Tabelul 5.2.

Conținutul de gaze al fontelor sintetice , retopite în cuptorul electric cu inducție.

Metoda de tratare a fontelor sintetice	Conținuturile de gaze		
	Hidrogen , [cm <sup>3</sup> /100g]	Azot , [ % ]	Oxigen , [ % ]
Netratate	1,7...1,9	0,0042...0,0049	0,042...0,048
FeSi	1,6...1,9	0,0041...0,0048	0,037...0,050
SiCa	1,6...1,9	0,0039...0,0048	0,033...0,042
Al	1,6...1,8	0,0043...0,0047	0,029...0,038
Ar	1,8...1,9	0,0039...0,0041	0,035...0,046
FeSi + Ar	1,6...1,8	0,0038...0,0043	0,030...0,037
SiCa + Ar	1,6...1,8	0,0038...0,0043	0,023...0,031
Al + Ar	1,5...1,7	0,0037...0,0041	0,020...0,027

Tabelul 5.3.

Conținutul de gaze al fontelor brute de furnal , retopite în cuptorul electric cu inducție .

Metoda de tratare a fontelor brute	Conținuturile de gaze		
	H , [ cm <sup>3</sup> /100g ]	N , [ % ]	O , [ % ]
Netratate	1,9...2,1	0,0067...0,0068	0,061...0,063
FeSi	1,9...2,1	0,0062...0,0066	0,047...0,055
SiCa	1,8...2,0	0,0059...0,0065	0,046...0,052
Al	1,8...1,9	0,0058...0,0064	0,042...0,046
Ar	1,8...1,9	0,0056...0,0062	0,040...0,044
FeSi + Ar	1,8...1,9	0,0055...0,0061	0,038...0,043
SiCa + Ar	1,8...1,9	0,0056...0,0060	0,035...0,041
Al + Ar	1,7...1,8	0,0055...0,0058	0,030...0,038

Analizând conținuturile de gaze obținute în fontele retopite în cuptoarele electrice cu inducție , se observă efectul de reducere a acestora ca urmare a introducerii unor substanțe chimice solide în fonta lichidă retopită , în oala de turnare și a barbotării acesteia cu un gaz inert ( argon ) . Această reducere se manifestă , cu pregnanță , în cazul utilizării aluminiului ( ca material de adaos ) și a argonului ( ca



și gaz pentru barbotare ) pentru aplicarea tratamentului în stare lichidă a fontei . Efectul respectiv se observă atât la retopirea fontelor sintetice , cât și a celor brute, de furnal .

Comparativ cu fontele netratate , se observă o scădere , în ambele cazuri de fonte retopite , a conținutului de oxigen cu 40...50 % , tocmai datorită acestui tratament dublu aplicat fontei lichide ( adaos de aluminiu și barbotare cu argon , în oala de turnare ) , fenomen datorat efectului puternic dezoxidant creat de aluminiu și argon ( aluminiu , un element chimic cu o mare afinitate față de oxigen ) , în condițiile în care siliciul și manganul se regăsesc în aceste fonte , în concentrații reduse .

Analizând rezultatele obținute pentru fontele sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție ( tabelul 5.2 ) , comparativ cu cele ale fontelor brute de furnal retopite în cuptorul electric cu inducție( tabelul 5.3 ) , se observă o reducere a conținutului total de gaze de 19...22 % .

Luând în considerare și tratarea în stare lichidă prin diferite metode atât a fontei brute de furnal cât și a fontei sintetice , se observă că aceste tratamente conduc , în general , la o scădere a conținutului de gaze în fonte , la retopire. Conținuturile finale de gaze în aceste fonte sunt însă dependente de cele din fontele utilizate în încărcătura cuptorului .

Fontele sintetice retopite au conținuturi de azot cu 4...6 % mai mici decât fontele brute de furnal retopite , luând în considerare faptul că sorturile de fonte au fost tratate în aceleași condiții .

Nu se observă , însă , diferențe semnificative în ceea ce privește conținuturile de hidrogen atât în fontele sintetice retopite , cât și în fontele brute retopite .

Tratarea fontelor în stare lichidă a fontelor de " primă fuziune " este mai indicat a se aplica în cazul fontelor brute de furnal care au un conținut inițial de gaze mai ridicat decât în cazul fontelor sintetice caracterizate de conținuturi reduse de gaze.

Randamentul cel mai ridicat privin efectul reducerii conținutului de gaze în urma tratării în stare lichidă a fontelor , îl au fontele brute de furnal tocmai datorită conținutului inițial de gaze . În cazul fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc , unde procesele metalurgice sunt foarte bine controlabile și în care se poate efectua cu bune rezultate procesul de dezoxidare a băii metalice , conținutul de gaze este scăzut încă din faza de elaborare , iar tratarea ulterioară în stare lichidă a fontei are un randament mai scăzut .

Procesul de elaborare a fontelor de a doua fuziune în cuptorul electric cu inducție , datorită fenomenului de agitare electromagnetică a băii metalice conduce într-o oarecare măsură la reducerea conținutului de gaze din fontă , dar destul de redusă .

În general , limitele în care se regăsesc cele trei elemente chimice ( azot, oxigen și hidrogen ) în fontele cenușii de a doua fuziune sunt destul de restrânse , scăzute și apropiate la toate sorturile de fonte analizate .

## 5.2.2. Fluiditatea .

Procesele termofizice care au loc la curgerea fontei în formă și care determină valoarea fluidității fontelor cenușii de a doua fuziune sunt următoarele :

- valoarea gradului de supraîncălzire (  $\Delta T$  ) peste temperatura lichidus sau temperatura de fluiditate zero ; la răcire , curgerea fontei lichide nu încetează practic odată cu atingerea temperaturii lichidus ( începerea solidificării ) , ci continuă până la apariția în lichid a unei anumite cantități de fază solidă ( circa 20 % ) , temperatura corespunzătoare reprezentând de fapt temperatura de fluiditate zero;
- intensitatea schimbului de căldură între fontă și formă ;
- grosimea de perete a piesei turnate ;
- presiunea metalostatică la umplerea formei ;
- compoziția chimică a fontei .

Un rol important în obținerea unor valori ridicate pentru fluiditatea fontelor îl joacă temperatura de turnare și gradul de supraîncălzire al fontei

Supraîncălzirea fontei , respectiv creșterea temperaturii de turnare determină o mărire a fluidității , deci capacitatea de umplere a formei crește . Între fluiditate (FI) și gradul de de supraîncălzire al fontei (  $\Delta T$  ) există o dependență practic liniară [98].

Trebuie făcută însă o deosebire între temperatura de supraîncălzire și cea de turnare . Supraîncălzirea avansată a fontei determină obținerea unor fluidități foarte mari ( dacă se păstrează aceeași temperatura de turnare ) .

Supraîncălzirea fontei până la aceeași temperatură , dar turnarea realizându-se la temperaturi diferite , determină obținerea unor fluidități diferite , astfel încât fluiditatea depinde direct proporțional de temperatura de turnare .

Compoziția chimică a fontei influențează în mare măsură fluiditatea prin acțiunea pe care o are asupra mărimii intervalului de solidificare . Cu cât intervalul de solidificare este mai mare , cu atât vor fi mai mari și dendritele și cu atât mai mult acestea se vor opune curgerii , respectiv temperatura de fluiditate zero se va găsi mai aproape de lichidus [ 98 ] .

Apropierea fontei de eutectic , deci micșorarea intervalului de solidificare , determină o creștere a fluidității ( la aceeași temperatură de turnare [ 98 ] , [ 99 ] ) .

Intervalul de solidificare al fontei este influențat de celelalte elemente chimice din compoziția fontei , acțiune exprimată cu ajutorul carbonului echivalent (  $C'_e$  ) [ 98].

$$C'_e = C + \frac{Si}{4} + \frac{P}{4} \quad [\%] \quad ( 5.1 )$$

Prin formarea eutecticului fosforos ( fază cu temperatură scăzută de topire), la prezența fosforului în fontele cenușii de a doua fuziune în cantitate ridicată , fluiditatea acestora crește foarte mult .

La aceeași temperatură de turnare , creșterea conținutului de carbon echivalent determină mărirea fluidității fontei [ 98 ] .

Dependența fluidității fontei de temperatura de turnare (  $T_t$  ) și de carbonul echivalent rezultă din relația :

$$FI = 36,2 + 4,3 \cdot [T_t - (1670 - 124 \cdot C'_e)] \quad [101] \quad (5.2)$$

Influența manganului este strâns legată de conținutul de sulf din fontă . La cantități mici de sulf , manganul acționează similar siliciului și carbonului , dar cu o intensitate mult mai mică . La conținuturi mari de sulf apar , însă , sulfurile de mangan ( MnS ) , care măresc vâscozitatea fontei .

Fluiditățile fontelor de a doua fuziune , obținute în cuptorul electric cu inducție , prin retopirea fontelor sintetice , sunt prezentate în tabelul 5.4 , iar în tabelul 5.5 , sunt prezentate valorile fluidității specifice fontelor obținute prin retopirea fontelor brute de furnal , în cuptorul electric cu inducție .

Tabelul 5.4.

Fluiditatea fontelor , obținute în cuptorul electric cu inducție , prin retopirea fontelor sintetice , măsurate prin lungimea soiralei Curry , [ mm ] .

Metoda de tratare a fontei sintetice în stare lichidă , în oala de turnare .	Fluiditatea , [ mm ]
Netratată	420...440
FeSi	435...460
SiCa	435...460
Al	440...465
Ar	455...470
FeSi + Ar	465...480
SiCa + Ar	470...495
Al + Ar	495...510

Fluiditatea obținută la retopirea fontelor sintetice , în cuptorul electric cu inducție , are valori cuprinse între 420 și 510 mm , măsurată prin lungimea spiralei Curry . Aceste valori sunt mai mari cu 2...9 % decât cele ale fontelor sintetice din care au provenit , ceea ce ne arată că valoarea fluidității nu se modifică foarte mult la retopirea acestora în cuptorul electric cu inducție .

Valori maxime ale fluidității se obțin în cazul fontelor hipoeutectice de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor sintetice dezoxidate în oală cu aluminiu și barbotate cu argon . În cazul numai a dezoxidării cu aluminiu a fontelor sintetice lichide în oala de turnare , nu se obțin valori așa mari ale fluidității deoarece compușii de aluminiu , rezultați în urma dezoxidării ( cu o temperatură ridicată de topire ) , conduc la creșterea vâscozității , dacă ei nu sunt eliminați din baia metalică .

Se observă că în urma dezoxidării avansate și barbotării cu argon a fontelor sintetice în oala de turnare și apoi retopirii lor în cuptorul electric cu inducție , rezultă unele valori ale fluidității , determinate prin lungimea spiralei Curry , care depind mai mult de compoziția chimică a fontei ( de conținuturile de carbon , siliciu și fosfor ,

exprimate prin carbonul echivalent  $C_e$  ), ținând cont și de faptul că temperatura de turnare s-a menținut aceeași la turnarea tuturor probelor .

Tabelul 5.5.

Fluiditatea fontelor obținute în cuptorul electric cu inducție , prin retopirea fontelor brute de furnal , măsurată prin lungimea spiralei Curry , [ mm ] .

Metoda de tratare a fontei brute	Fluiditatea , [ mm ]
Netratată	490...510
FeSi	500...520
SiCa	535...540
Al	535...545
Ar	540...550
FeSi + Ar	545...550
SiCa + Ar	545...555
Al + Ar	545...560

Diferențele dintre valorile fluidității măsurate prin lungimea spiralei Curry , pentru fontele de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor sintetice și cele specifice fontelor brute de furnal retopite în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă , ating valori de 10...17 % , în sensul că fontele sintetice retopite prezintă fluidități mai mici decât ale fluidității fontele brute de furnal retopite .

### 5.2.3. Con tracția. Volumul de retasură .

Prin procese de contracție se înțelege totalitatea fenomenelor de micșorare a volumului ( și dimensiunilor ) aliajului turnat în formă la răcirea lui în stare lichidă , la solidificare și în stare solidă .

Procesele de contracție prezintă o deosebită influență asupra formării unor defecte în pereții pieselor turnate sub formă de retasuri ( cavități ) , deformații și încovoieri ( curbări ) sau sub formă de crăpături ( fisuri ) .

Con tracția aliajelor la răcire se datorează următoarelor cauze :

- dezvoltarea componentei armonice în procesul de oscilare a atomilor față de de pozițiile lor medii ;
- transformările alotropice ale aliajelor în stare solidă exprimate prin variația parametrilor rețelei cristaline care se manifestă printr-o schimbare bruscă a dimensiunilor peretelui . Aceste transformări pot să producă fie dilatări , fie contracții ;
- variația de volum care are loc la schimbarea stării de agregare , adică , în cazul nostru , în timpul cristalizării .

Caracteristicile numerice ale schimbării dimensiunilor corpurilor la răcire se numesc coeficienți de contracție . Coeficienții de contracție pot fi în mărimi de volum sau liniare , în unități sau în procente . Pentru aprecierea contracției în stare lichidă

și la solidificare se utilizează unități de volum, iar pentru contracția în stare solidă, de obicei se utilizează unități liniare. De fapt, fiecare contracție este de volum.

Contracția aliajului în stare solidă se exprimă de obicei mai bine prin variația dimensiunilor exterioare ale piesei solidificate în timpul răcirii. Dacă nu se menționează intervalul de temperatură la care se referă contracția, atunci rezultă că acest interval este cuprins între temperatura de sfârșit de solidificare și temperatura mediului ambiant.

Contracția în stare solidă, poate fi și ea împărțită în două etape:

- contracția fazei solide în timpul solidificării când volumul fazei solide se mărește pe seama micșorării volumului fazei lichide. Cu toate acestea, concomitent faza solidă se contractă, iar cu micșorarea temperaturii se micșorează parametrii rețelei cristaline și deci se micșorează dimensiunile exterioare ale fazei solide;
- contracția după terminarea solidificării. Volumul fazei solide se micșorează continuu datorită scăderii valorilor parametrilor atomici și micșorarea dimensiunilor exterioare.

Din analiza valorilor coeficienților rezultă că valorile cele mai mari ale contracției se constată la schimbarea stării de agregare (adică la solidificare).

Retasurile reprezintă goluri (cavități) care apar în anumite zone ale pereților pieselor turnate în timpul solidificării aliajelor.

Volumul de retasură este funcție de valoarea celor trei tipuri de contracții care au loc după turnarea aliajului în formă.

În timp ce contracția în stare lichidă ( $\epsilon_l$ ) determină creșterea volumului de retasură, contracția la solidificare ( $\epsilon_{ls}$ ) și contracția în stare solidă ( $\epsilon_s$ ) pot mări sau micșora volumul de retasură.

Probabilitatea dilatării crustei solide de la suprafața peretelui în curs de solidificare poate să aibă loc, de exemplu, în cazul fontelor cu grafit nodular datorită procesului de grafitizare indirectă care este însoțit de creșterea de volum.

În cazul fontelor cenușii poate să aibă loc procesul de grafitizare directă (adică separarea grafitului în interiorul fazei lichide).

Întrucât grafitizarea are loc cu mărire de volum, va determina ridicarea nivelului lichidului în interiorul peretelui piesei și aceasta conduce la micșorarea volumului de retasură. Cantitatea de grafit care se separă la cristalizarea eutectică este cu atât mai mare cu cât fontele cenușii sunt mai apropiate de eutectic.

La început, când lichidul se solidifică în austenită, volumul retasurii crește, iar în momentul începerii solidificării grafitului eutectic, volumul de retasură se micșorează.

În cazul fontelor hipoeutectice cu o cantitate medie de eutectic, această creștere de volum este exprimată și prin dilatarea inițială.

Volumul final al retasurii este mai mic decât volumul retasurii fontei hipoeutectice cu o cantitate mică de eutectic.

Fonta eutectică se caracterizează printr-o cantitate mai mare de grafit separat în timpul solidificării precum și printr-o dilatare inițială mai pronunțată.

Ca urmare, volumul retasurii va fi mai mic sau în loc de retasură se poate constata o creștere a dimensiunilor peretelui piesei turnate rezultând o contracție negativă.

Dacă ne referim la valoarea contracției numai în stare lichidă, atunci în cazul fontelor cenușii, odată cu creșterea conținutului de carbon are loc o micșorare

continuă a volumului retasurii .

Factorii care măresc contracția în stare lichidă determină și creșterea volumului retasurii . Contracția în stare lichidă și deci volumul retasurii în pereții pieselor sunt cu atât mai mici cu cât conținutul de gaze din aliaj este mai mic , intervalul de solidificare este mai mic și cantitatea de fază solidă separată în timpul solidificării cu mărire de volum este mai mare ( grafitul , în cazul fontelor cenușii ) .

Volumele de retasură obținute în cazul fontelor hipoeutectice de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric bazic cu inducție sunt prezentate în tabelul 5.6 . Valorile volumului de retasură obținute pentru fontele de a doua fuziune prin retopirea în cuptorul electric cu inducție a fontelor sintetice sunt de 3,4...5,8 %.

Prin retopirea acestor fonte , dilatarea inițială se micșorează la fel ca și în cazul fontelor de furnal pentru turnătorie retopite în cubilou sau în cuptor electric cu inducție .

Tabelul 5.6.

Volumul de retasură al fontelor de a doua fuziune elaborate în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontei sintetice , [ % ] .

Metoda de tratare a fontei sintetice în stare lichidă în oala de turnare	Volumul de retasură [ % ]
Netratată	5,5...5,8
FeSi	4,6...5,4
SiCa	4,6...5,2
Al	4,2...5,4
Ar	4,2...4,8
FeSi + Ar	3,8...4,4
SiCa + Ar	3,6...4,2
Al + Ar	3,4...3,7

În tabelul 5.7 sunt prezentate volumele de retasură ale fontelor brute de furnal pentru turnătorie retopite în cuptorul electric cu inducție cu căpușeală acidă .

Fontele brute de furnal retopite în diferite agregate de topire au un volum de retasură mai mic cu circa 25...30 % decât al fontelor brute la evacuarea din furnal. [ 74 ] . Aceeași corelație se constată și în cazul cuptorului electric cu inducție .

La solidificarea și răcirea fontelor brute de furnal se constată o dilatare inițială , care variază între 0,2 și 0,4 % , în funcție de suma C + Si , ea fiind practic aceeași pentru diferitele fonte brute indigene . După retopire , corelația nu se mai menține deoarece factorul care influențează asupra dilatării inițiale este conținutul de grafit care se separă la cristalizarea eutectică [ 74 ] .

La retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție , se obține o micșorare a volumului de retasură cu 15...30 % , deci o reducere mai mică decât la

retopirea fontelor brute de furnal .

Tabelul 5.7.

Volumul de retasură al fontelor obținute în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontelor brute de furnal pentru turnătorie , [ % ] .

Metoda de tratare a fontei brute de furnal pentru turnătorie în oala de turnare	Volumul de retasură , [ % ]
Netratată	2,5...5,5
FeSi	2,0...4,0
SiCa	2,0...3,5
Al	1,5...3,0
Ar	1,5...3,5
FeSi + Ar	2,0...3,0
SiCa + Ar	1,5...3,5
Al + Ar	1,5...3,0

În cazul dezoxidării puternice a fontelor sintetice cu aluminiu și barbotării acestora cu argon în oala de turnare , la retopirea acestora în cuptorul electric cu inducție , valorile contracției volumice se transmit proporțional , adică se obțin cele mai mici valori ca urmare a legării gazelor ( în special , oxigenul ) de către aluminiu și eliminării în mare măsură a gazelor în stare moleculară și a produselor dezoxidării din baia metalică , prin barbotarea cu argon .

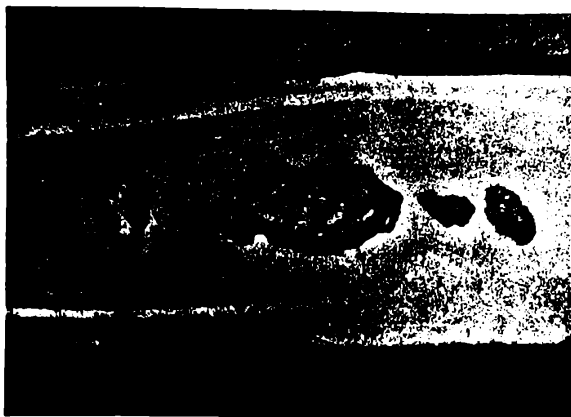
Dependența contracției de temperatura de turnare este bine cunoscută și analizată . În cazurile noastre , creșterea temperaturii de turnare față de 1360°C cu 30° C , determină o creștere a volumului de retasură cu 3...6 % , iar în cazul majorării temperaturii de turnare cu 50° C , volumul de retasură crește la piesele turnate cu 8...15 % , în toate cazurile analizate , după cum se observă din figura 5.1.



a.



b.



c.

Fig 5.1. Retasura concentrată în piesa brut turnată la temperatura de 1360°C (a), la temperatura de 1390°C ( b ) și la temperatura de 1410°C ( c ) .

Pe ansamblu pentru fontele analizate , se observă că valorile medii ale volumului de retasură sunt sensibil egale și destul de ridicate , comparativ cu cele obținute la elaborarea fontelor de a doua fuziune în cuptorul electric cu inducție a căror încărcătură metalică este constituită din fontă brută de furnal.

#### 5.2.4. Structura metalografică .

La fel ca și în cazul fontelor sintetice sau al fontelor brute de furnal , proprietățile fontelor retopite în cuptorul electric cu inducție sunt determinate de structura lor în stare solidă .

În figurile 5.2 și 5.3 sunt prezentate structurile metalografice ale fontelor brute de furnal retopite în cuptorul electric cu inducție , a căror compoziție chimică este prezentată în tabelul 5.1, iar în figurile 5.4 și 5.5 sunt prezentate structurile metalografice ale fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție .

Menționăm că fontele brute de furnal au fost supuse aceluiași procedee de tratare în stare lichidă în oala de turnare ca și fontele sintetice elaborate în cuptorul electric cu arc bazic .





a.



b.



c.



d.

Fig. 5.2. Structurile metalografice ale fontelor brute de furnal retopite în cuptorul electric cu inducție ( 100 : 1 ) : a. fără adaos ; b. cu adaos de FeSi ; c. cu adaos de SiCa ; d. cu daos de Al .



a.



b.

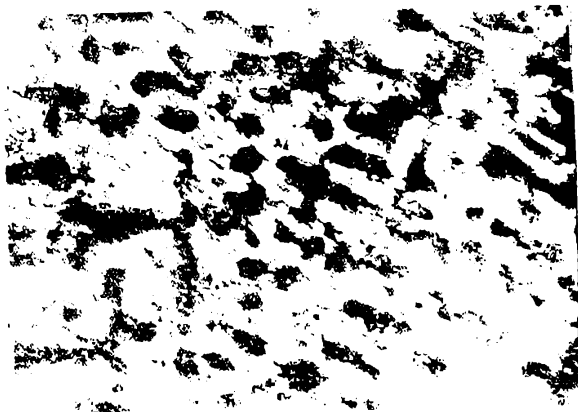


c.

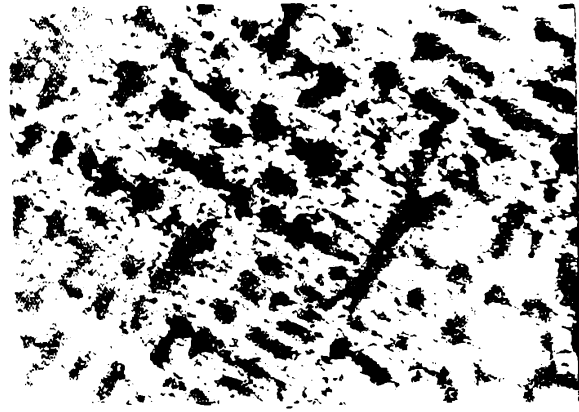


d.

Fig. 5.3. Structurile metalografice ale fontelor brute de furnal barbotate cu argon în oala de turnare și retopite în cuptorul electric cu inducție ( 100 : 1 ) : a. fără adaos ; b. cu adaos de FeSi ; c. Cu adaos de SiCa ; d. cu adaos de Al .



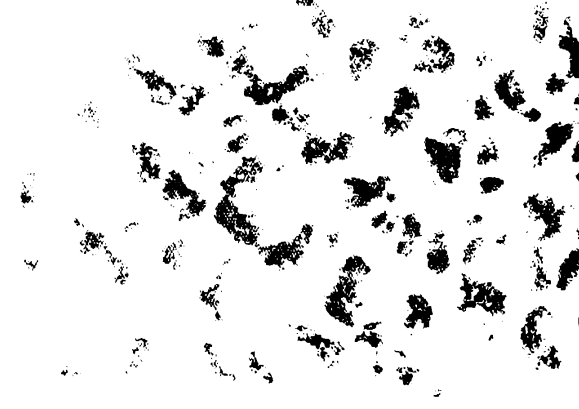
a.



b.



c.



d.

Fig. 5.4. Structurile metalografice ale fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție ( 100 : 1 ) : a. fără adaos ; b. cu adaos de FeSi ; c. cu adaos de SiCa ; d. cu adaos de Al .

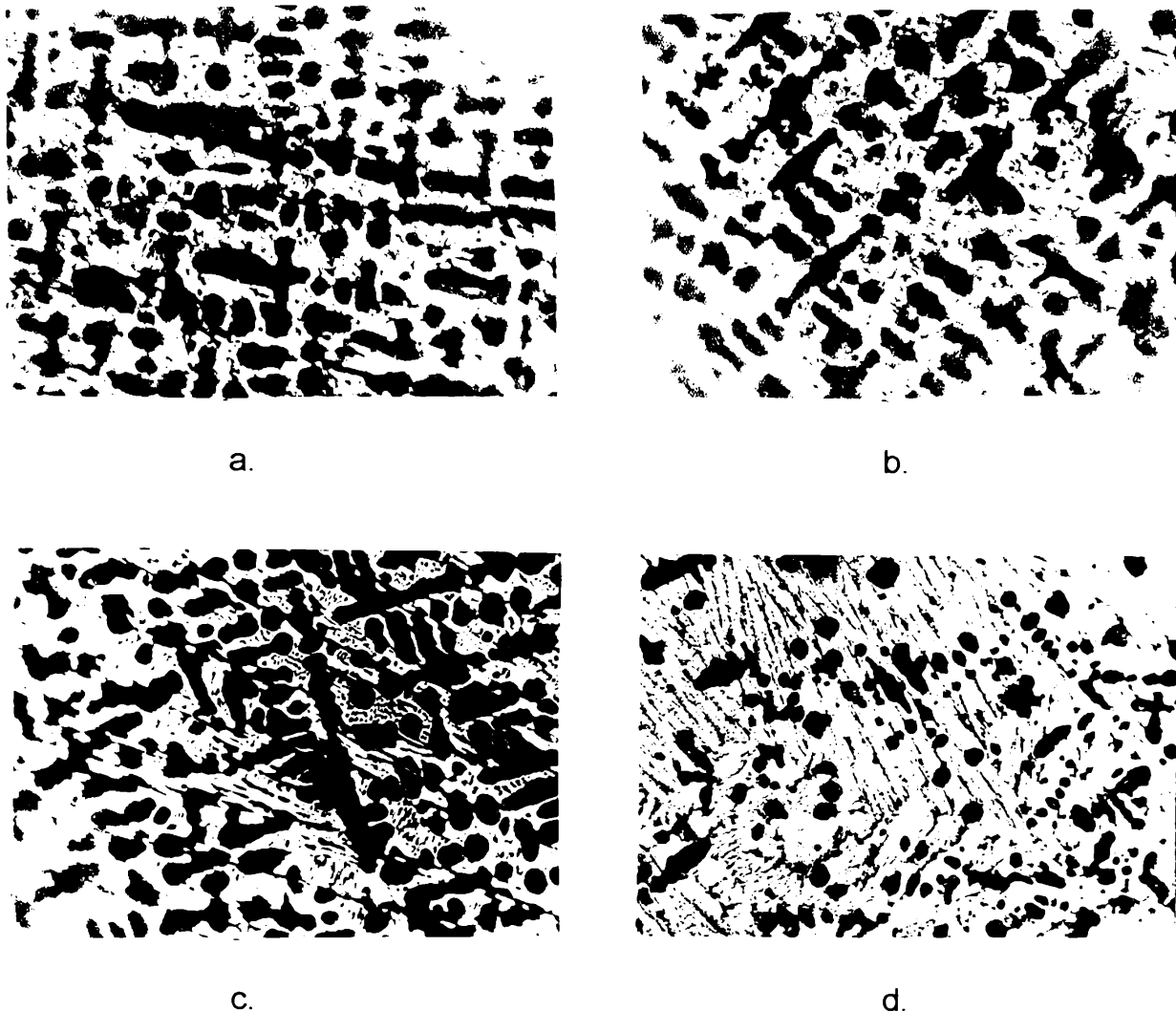


Fig. 5.5. Structurile metalografice ale fontelor sintetice barbotate cu argon în oala de turnare și retopite în cuptorul electric cu inducție ( 100 : 1 ) : a. fără adaos ; b. cu adaos de FeSi ; c. cu adaos de SiCa ; d. cu adaos de Al .

Cercetările asupra structurilor metalografice ale fontelor brute de furnal retopite în cuptorul electric cu inducție ne arată modificări esențiale structurale , în ceea ce privește forma , mărimea și repartiția separărilor de grafit .

Comparând structurile obținute pentru fontele brute de furnal , prezentate în figura 2.4 , caracterizate în general de separări de grafit lamelar asociate cu separări de grafit interdendritic punctiform pe fondul unei mase metalice de bază perlitoferitice ( F 20 / P 80 ) , dar fără separări de cementită liberă , structură care nu prezintă diferențe esențiale pentru toate cele opt sorturi de fonte analizate , cu cele prezentate în figura 5.2 și 5.3 , pentru fontele brute de furnal retopite , se observă modificări structurale substanțiale ce se produc la retopirea fontelor brute de furnal în cuptorul electric cu inducție .

Astfel , în cazul retopirii fontelor brute de furnal în cuptorul electric cu inducție netratate cu argon în oala de turnare , în stare lichidă , se observă apariția unor separări de grafit lamelar omogene și uniform distribuite în masa metalică de bază , care la retopire tinde să devină preponderent perlitică .

În cazul retopirii fontelor brute de furnal tratate cu adaos de aluminiu în oala de turnare , în stare lichidă , se observă apariția în structura solidă a unor separări

de grafit lamelar modificat alături de grafitul lamelar.

La retopirea fontelor brute de furnal tratate cu <sup>adaosuri</sup> daosuri solide și barbotate cu argon în stare lichidă, în oala de turnare, se observă o tendință tot mai pronunțată a acestor fonte de a separa grafitul sub formă modificată, ajungându-se chiar la obținerea de separări de grafit vermicular la retopirea fontelor brute de furnal tratate cu adaos de aluminiu și barbotate cu argon în stare lichidă.

La fel ca și fontele sintetice elaborate în cuptorul electric cu arc bazic, structura metalografică a fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție, este caracterizată prin următorii constituenți: cementită sub formă ledeburitică, primară și secundară, și perlită.

Între cele opt sorturi de fonte sintetice retopite se observă diferențe în ceea ce privește cantitatea, forma și repartiția perlită în structură. Astfel, pornind de la fontele sintetice netratate până la fontele sintetice tratate cu aluminiu și barbotate cu argon în oala de turnare, în stare lichidă, și retopite, se observă că perlită tinde spre o formă tot mai "fărâmițată" și separări tot mai fine.

Deci, fontele sintetice retopite sunt caracterizate de o masă metalică de bază compusă din perlită și cementită liberă, fără separări de grafit, la fel ca și fontele sintetice din care au provenit. Ca urmare, constituenții masei metalice de bază a fontelor sintetice retopite nu diferă esențial de cei ai fontelor sintetice spre deosebire de modul de comportare al fontelor brute de furnal la retopire.

Dar ceea ce pare esențial de semnalat este că la toate sorturile de fonte sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție, în zonele dinspre mijlocul probelor turnate au apărut zone de fontă cenușie, în care separările de grafit au caracteristicile grafitului lamelar modificat (figura 5.6).

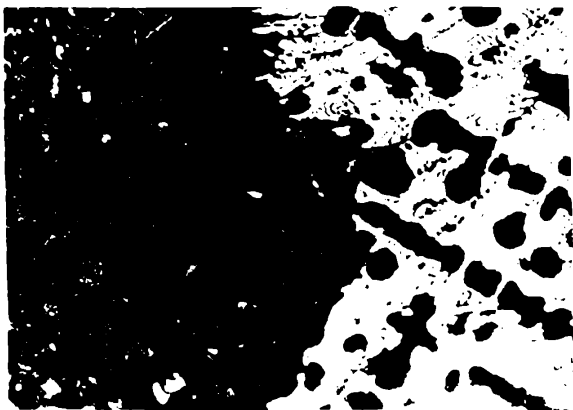


Fig. 5.6. Structurile metalografice ale fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție, în zonele din centrul probelor turnate (100 : 1).

Adaosul de substanțe solide și barbotarea cu argon a fontelor sintetice în stare lichidă, sunt mijloacele și procesele metalurgice care produc aceste efecte asupra structurii metalografice a fontelor sintetice la retopirea lor în cuptorul electric cu inducție.

Putem observa că atât la retopirea fontelor brute de furnal cât și a fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție, se transmit, prin ereditate, într-o oarecare măsură caracteristicile structurale inițiale ale acestor fonte, cu deosebirea că în aceste condiții de retopire se produc unele îmbunătățiri structurale (în special în cazul fontelor brute de furnal analizate).

Aceste modificări structurale ce se produc la retopirea fontelor în cuptorul electric cu inducție produc efecte apreciabile asupra caracteristicilor fontelor turnate.

### 5.2.5. Caracteristicile mecanice .

Condițiile experimentale de determinare a caracteristicilor mecanice a fontelor de primă "fuziune" ( brute de furnal , respectiv sintetice ) retopite în cuptorul electric cu inducție , se păstrează constante și aceleași ca și în cazurile determinării acestora pentru fontele de primă " fuziune " . Astfel , pentru încercarea la tracțiune se aplică prevederile STAS-ului 9644 - 74 , iar pentru duritate , prevederile STAS-ului 493-81.

Pentru compararea rezultatelor experimentale obținute , în tabelul 5.8 sunt prezentate caracteristicile mecanice ale fontelor brute de furnal retopite în cuptorul electric cu inducție , iar în tabelul 5.9 sunt prezentate caracteristicile mecanice ale fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție .

Tabelul 5.8.  
Caracteristicile mecanice ale fontelor brute de furnal retopite în cuptorul electric cu inducție .

Nr. crt.	Metoda de tratare a fontei brute de furnal	Rezistența la rupere la tracțiune , $R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	Duritatea Brinell , [ HB ]
1.	Netratată	100...120	153...155
2.	FeSi	130...145	157...159
3.	SiCa	130...150	158...161
4.	Al	160...170	160...165
5.	Ar	165...180	163...165
6.	FeSi + Ar	170...200	170...173
7.	SiCa + Ar	180...205	179...187
8.	Al + Ar	200...225	187...197

Așa cum am menționat la începutul lucrării , fontele brute de furnal Vlăhița , la retopirea în cubilou se obțin următoarele caracteristici mecanice :  $R_m = 145...220$  N/mm<sup>2</sup> și HB = 158...195 . Aceste caracteristici mecanice , după cum se observă ocupă o plajă destul de largă de valori , pe când fontele brute de mangal elaborate în același furnal , dar la care se insuflă aer cald în timpul elaborării fontei caracterizate de o înaltă puritate în ceea ce privește conținutul de impurități metalice ( vezi tabelul 5.1 ) și retopite în cuptorul electric cu inducție , prezintă la retopire valori ale rezistenței la rupere la tracțiune aproape egale , de 100...225 N/mm<sup>2</sup> , dar valori ale durității mai mari , de 153...197 unități Brinell . Aceste valori sunt determinate , în primul rând , de modificările structurale obținute după retopirea acestor fonte brute de furnal în cuptorul electric cu inducție , atât la nivelul grafitului , cât și a masei metalice de bază .

Îmbunătățirea proceselor metalurgice de elaborare în furnal cu mangal a fontelor brute pentru turnătorie , prin insuflare de aer cald , dar și tratarea acestor

fonte în oala de turnare cu substanțe solide și prin barbotare cu argon , conduc la obținerea unor modificări pozitive structurale cu implicații optime asupra caracteristicilor mecanice obținute la retopirea lor în cuptorul electric cu inducție .

Tabelul 5.9.

Caracteristicile mecanice ale fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție .

Nr. crt.	Metoda de tratare a fontei sintetice	Rezistența la rupere la tracțiune , $R_m$ , [N/mm <sup>2</sup> ]	Duritate Rockwell , [ HRC ]
1.	Netratată	7...17	38...40
2.	FeSi	7...11	39...40
3.	SiCa	7...12	39...41
4.	Al	5...8	40...42
5.	Ar	6...8	40...43
6.	FeSi + Ar	7...8	43...45
7.	SiCa + Ar	7...8	43...45
8.	Al + Ar	7...10	45...47

La retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție se observă că se obțin valori ale rezistenței la tracțiune de 7...17 N / mm<sup>2</sup> și ale durității de 38...47 HRC . Aceste valori ale caracteristicilor mecanice sunt determinate de caracteristicile structurale ale fontelor sintetice retopite , caracteristici structurale bazate pe existența în structură a doi constituenți de bază , și anume : cementita liberă și perlita lamelară , a căror concentrații variază de la un sort de fontă la altul. Analiza încercărilor la rupere la tracțiune a acestor fonte ne arată că ele sunt specifice fontelor albe , adică sunt caracterizate printr-un înalt grad de fragilitate , respectiv prin valori foarte scăzute , chiar aproape de zero , ale rezistenței la rupere la tracțiune ( de fapt ne semnificative valoric ) .

S-ar părea că obținerea unor anumite valori peste zero ale rezistenței la rupere la tracțiune sunt determinate , în aceste cazuri , de apariția în structura acestor fonte înspre centrul probelor turnate a unor mici zone de fontă cenușie .

Gradul de puritate foarte ridicat al fontelor sintetice , și în mod special a celor barbotate cu argon în stare lichidă , în ceea ce privește conținutul de elemente chimice nedorite în compoziția fontelor și conținutul de gaze ( foarte mic ) , determină creșterea proporției de cementită liberă în structură , fenomene ce se păstrează și în cazul retopirii acestor fonte sintetice în cuptorul electric cu inducție , turnării , răcirii și solidificării în forme .

Explicația acestor fenomene ar consta în faptul că în stare lichidă , fontele sintetice sunt caracterizate de o structură foarte apropiată de cea a soluției ideale, deci sunt caracterizate de prezența unor microgrupări constituite din atomii de carbon

și fier și mai puțin din atomii de oxigen , aceștia fiind eliminați aproape în totalitate din baia metalică ca urmare a proceselor metalurgice de tratare a fontei sintetice lichide . Prin urmare , oxigenul nu există în stare liberă în baia metalică sub formă de atomi , dar în concentrații extrem de reduse se poate regăsi sub forma unor ioni de oxigen .

Existența unor microincluziuni sau a unor pachete foarte mici de grafit , în cazul fontelor brute de furnal , determină ca la retopirea lor , fonta lichidă să aibă atât un caracter de soluție ideală cu clasteri sau de soluție coloidală , fiind caracterizată, de asemenea , și de neomogenități de concentrații , de existența grafitului remanent, care determină ca la solidificare , fonta să cristalizeze la grade de subrăcire mai mici. Acest fapt determină ca separarea grafitului în timpul răcirii și solidificării fontelor brute de furnal și bineînțeles , a celor retopite , să fie mai ușoară fiind asigurată de existența unor germeni de grafit și a unor suporturi de germinare ( incluziuni nemetalice și grafitul remanent ) .

În schimb , în cazul fontelor sintetice și a fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție , caracterizate în general , de inexistența unor microincluziuni sau a unor pachete foarte mici de grafit remanent sau existența lor în proporții extrem de reduse , probabilitatea de apariție a cementitei în faza lichidă și la răcirea fontei , este foarte mare deoarece energia de activare a cementitei este mai mică decât energia necesară formării și separării grafitului .

Prin urmare , compoziția chimică a fontei sintetice și a fontei sintetice retopite legată și de gradul de puritate foarte ridicat nu determină separarea grafitului în structură la răcirea și solidificarea fontelor sintetice și a fontelor sintetice retopite deoarece pe lângă aceste aspecte necesită grade de subrăcire foarte mari care nu au putut fi obținute în condițiile experimentale și industriale .

Deci , caracteristicile mecanice obținute pentru fontele sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție sunt rezultatul acestor procese și fenomene metalografice .

Aparent rezultă din tabelul 5.9 că retopirea fontelor sintetice nu conduce la obținerea unor caracteristici mecanice superioare , dar dacă se vor lua în considerare procesele metalurgice ulterioare la care pot fi supuse aceste fonte sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție ( vezi capitolele următoare ) vom observa implicațiile deosebite a caracteristicilor acestor fonte care se regăsesc în caracteristicile de turnare , tehnologice și mecanice ale fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese .

De asemenea , barbotarea cu argon a fontelor sintetice care aparent pare nerentabilă deoarece nu îmbunătățește caracteristicile mecanice ale fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție , dar utilizarea fontelor sintetice de înaltă puritate în obținerea unor fonte cenușii de a doua fuziune hipoeutectice modificate și turnate în piese de performanță este de neînlocuit , în prezent , în cadrul producției de piese turnate din fontă din cadrul societății comerciale U.C.M. Reșița .

Dar , să nu oitem a reminti că fontele sintetice precum și fontele sintetice retopite sunt caracterizate de un înalt grad de puritate în ceea ce privește incluziunile metalice sau mai precis prezența unor elemente chimice nedorite în compoziția chimică a fontelor turnate în piese ( sulf , fosfor , arsen , stibiu , etc. ) , incluziunile nemetalice ( oxizi , sulfuri , etc ) cât și a gazelor sub diferite forme și stări .

Gradul de puritate foarte ridicat al fontelor sintetice precum și tipul de soluție ce caracterizează aceste fonte în stare lichidă , la retopirea lor în cuptorul electric cu inducție , determină ca faza solidă să apară la grade de subrăcire foarte mari , la răcirea și solidificarea acestor fonte retopite .

Gradele de subrăcire foarte ridicate conduc la solidificări ultrarapide a fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție în timpul proceselor de răcire și solidificare ceea ce determină finisarea granulației fazei solide până la dimensiuni micronice și submicronice în care lamelele de ferită din perlită să atingă valori de 0,5 μm , iar cele de cementită din perlită să atingă valori de 1...2 μm , fenomene analizate și studiate de autorii lucrării [ 55a ] .

Solidificarea ultrapidă a fontelor sintetice , așa cum am mai menționat , determină ca fontele sintetice și fontele sintetice retopite să devină niște aliaje Fe-C complexe dure și nedeformabile .

Obținerea totuși , a unor valori foarte mici ale rezistenței la rupere la tracțiune atât în cazul fontelor sintetice netratate cât și a celor tratate în stare lichidă cu diverse substanțe solide dezoxidante , în primul rând , și retopite apoi în cuptorul electric cu inducție , au fost puse pe seama existenței în faza lichidă a unor incluziuni nemetalice infime rezultate din dezoxidarea băii metalice inițiale ( adică la elaborarea fontei sintetice în cuptorul electric cu arc bazic și tratarea ei în oala de turnare în stare lichidă ) care în circumstanțele analizelor anterioare ar putea fi considerate ca și inexistente , dar care în acest caz și-au făcută simțită influența . Așadar existența unor incluziuni nemetalice în proporții infime de mici care nu au fost eliminate din fonta lichidă datorită temperaturilor proceselor de lucru și a duratelor de experimentare , dar și posibilităților de apariție a lor în fonta sintetică retopită datorită eventualelor interacțiunilor care au loc între factorii implicați în aceste procese și anume : fonta sintetică retopită lichidă - căptușeala cuptorului electric cu inducție - atmosfera cuptorului , se constituie în posibili germeni de cristalizare care ar conduce la o oarecare micșorare a gradului de subrăcire al fontei și implicit , la creșterea proporției de perlită și de micșorare a proporției de cementită liberă . De aceea , fontele sintetice netratate au o pondere ușor mai ridicată de perlită și mai scăzută de cementită liberă , pe când fontele sintetice tratate cu aluminiu și barbotate cu argon prezintă o structură inversă , respectiv , o cantitate mai mare de cementită liberă și o cantitate mai mică de perlită , fenomene și proporții care se păstrează și la retopirea acestor fonte sintetice în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă .

Deci , pe măsura creșterii gradului de puritate al sorturilor de fontă sintetică, rezultate ce se obțin ca urmare a adaosului de substanțe solide și a barbotării cu argon în stare lichidă în oala de turnare ( gaz inert din punct de vedere al acțiunii chimice ) , la retopirea aceluiași sorturi de fonte în cuptorul electric cu inducție și turnarea lor în probe experimentale , duritatea , măsurată în unități Rockwell , crește ca urmare a creșterii cantității de cementită liberă din structură și a micșorării celei de perlită . Pe de altă parte , valorile destul de mici ale rezistenței la rupere la tracțiune scad odată cu creșterea gradului de puritate al fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție .

Din analiza rezultatelor experimentale obținute la retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție , putem spune că toate caracteristicile acestor fonte (compoziția chimică , conținutul de gaze , proprietățile tehnologice de turnare ,



proprietățile mecanice ) sunt strâns legate de caracteristicile fontelor sintetice utilizate în încărcătura cutorului , iar modificările acestor parametri sunt legate de procesele tehnologice de retopire în cuptorul electric cu inducție .

## **CAPITOLUL VI . UTILIZAREA FONTELOR SINTETICE LA OBȚINEREA FONTELOR CENUȘII DE A DOUA FUZIUNE , TURNATE ÎN PIESE .**

Cunoscând aspectele legate de elaborarea fontelor sintetice în cuptorul electric cu arc cu căptușeală bazică , caracteristicile acestor fonte , precum și cele legate de retopirea acestor fonte în cuptorul electric cu inducție și proprietățile de turnare ale lor, în continuare vom prezenta studiile , cercetările și rezultatele experimentale , efectuate în condiții industriale pe piese turnate din fonte cenușii de a doua fuziune elaborate în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă , a căror încărcătură metalică a fost constituită din fonte sintetice .

S-au elaborat atât fonte cenușii nealiate , cât și fonte cenușii slab aliate cu diverse elemente de aliere , urmărindu-se în aceste condiții caracteristicile mecanice rezultate și care sunt determinate , în special , de forma , dimensiunile , cantitatea și repartiția grafitului în masa metalică de bază și chiar de masa metalică de bază ( acolo unde este cazul ) .

Utilizarea elementelor de aliere , uneori chiar la concentrații foarte mici ( de domeniul impurităților ) în microalierarea fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție , a pornit de la premiza îmbunătățirii caracteristicilor fontelor cenușii hipoeutectice rezultate și turnate în piese .

S-a analizat chiar și prezența unor impurități metalice în fontele sintetice și influența lor asupra caracteristicilor fontelor cenușii rezultate și chiar prezența unor elemente chimice neutilizate pe scară largă în microalierarea fontelor, cum sunt staniu și borul .

Acest domeniu al microalierii cu staniu și bor a fontelor cenușii a fost extins în continuare , în capitolul următor , prin aplicarea unui tratament de modificare acestor fonte .

Experimentările au fost făcute în scopul verificării comportării fontelor cenușii rezultate prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă și turnate în piese de performanță, din producția U. C. M. Reșița .

Elaborarea fontelor cenușii de a doua fuziune hipoeutectice s-a făcut cu precădere , în cuptoare electrice cu inducție cu căptușeală acidă cu capacități de 3,3 și 3,5 tone ce funcționează la frecvența rețelei de energie electrică ( 50 Hz ) .

## 6.1. INFLUENȚA PRINCIPALELOR ELEMENTE DIN COMPOZIȚIA CHIMICĂ ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR .

Elementele din compoziția chimică a fontelor influențează în mare măsură condițiile de utilizare , de cristalizare și răcire a fontelor ,un rol important jucându-l procesul de grafitizare [ 59 ] .

Având în vedere numărul mare de elemente prezente în compoziția chimică a fontei , acestea pot fi grupate astfel [ 59 ] , [ 81 ] :

- elemente din compoziția chimică de bază ( carbon , siliciu , mangan , sulf , fosfor);
- elemente de aliere ( cupru , crom , molibden , vanadiu ) ;
- elemente întâmplătoare ( staniu , bor , telur , arseniu , stibiu ) ;
- gaze ( oxigen , hidrogen , azot ) .

Pivind domeniul vast de referitoare la influența elementelor din compoziția chimică de bază a fontelor cenușii de a doua fuziune cuprins în literatura de specialitate, influența acestora asupra structurii și proprietăților fontelor va fi prezentată pe scurt în continuare .

**a. Influența carbonului și siliciului .** Carbonul și siliciul sunt elemente grafitizante cu cea mai mare importanță , variația lor determinând cele mai mari schimbări în structura fontelor .

Carbonul se găsește în fonta cenușie , fie în stare liberă ( grafit ) , fie legat (cementită ) , pe când siliciul se găsește în cea mai mare parte dizolvat în ferită .

Carbonul și siliciul determină în mare măsură obținerea unei anumite structuri, fapt constatat ușor analizând diagramele Maurer , Ghirșovici [ 59 ] , [ 81 ] și Laplace [ 55 ] .

Influența carbonului și a siliciului asupra valorilor rezistenței la rupere sunt prezentate pe diagrame bine determinate [ 59 ] .

Influența carbonului și a siliciului trebuie privită și în funcție de raportul între concentrațiile lor . S-a arătat că același grad de saturație în carbon poate fi obținut la diferite concentrații a celor două elemente [ 59 ] .

Creșterea gradului de saturație în carbon conduce la micșorarea proprietăților ( rolul determinant avându-l raportul C : Si ) prin creșterea puternică a cantității de grafit și prin mărirea dimensiunilor lamelelor de grafit .

### **b. Influența manganului și sulfurii .**

La concentrațiile manganului în fontele cenușii , aceste elemente prezintă o solubilitate totală în fonta lichidă , pe când în stare solidă , manganul formează compuși cu sulfurii sau se găsește dizolvat parțial în ferită și cementită [ 59 ] .

Influența manganului și sulfurii asupra gradului de saturație în carbon al fontelor se compensează în mod practic la aceste concentrații . La concentrații mai mari de 0,3 % Mn , acesta reușește să neutralizeze acțiunea negativă a sulfurii (în speță , prin apariția de eutectice ușor fuzibile în fontă ) [ 81 ] .

Manganul și sulfurii prezintă o acțiune antigrafizantă la solidificare și o acțiune perlitizantă la transformarea eutectoidă , determinând mărirea gradului de dispersie al perlitului [ 59 ] .

Influența manganului și sulfului asupra proprietăților fontelor cenușii este determinată de conținuturile de carbon și siliciu din acestea [ 59 ] .

**c. Influența fosforului .** În fontele cenușii , fosforul favorizează procesul de grafitizare prin reducerea solubilității carbonului în fontă .

Fosforul prezintă o solubilitate ridicată în fonta lichidă și o solubilitate scăzută în fonta solidă .

Fosforul influențează proprietățile mecanice ale fontelor cenușii și prin schimbările structurale pe care le produce : finisarea grafitului , creșterea proporției de perlită și formarea eutecticului fosforos ( acțiune slab grafitizantă și perlitizantă) [59].

Între forma separărilor de grafit și suprafața de contact a acestora în unitatea de volum a masei metalice de bază există o interdependență directă [ 44 ] .

Cunoscând structura și caracteristicile mecanice ale fontelor sintetice , precum și cele ale fontelor retopite , în acest paragraf ne-am propus să analizăm fontele cenușii Fc 200 și Fc 250 obținute din fontele sintetice , în conformitate cu prevederile ISO 185 / 88 . Aceste fonte au fost turnate în pise cu nase cuprinse între 10 kg și 2500 kg , cu grosimi de pereți de 8...50 mm .

Astfel , în tabelul 6.1 se prezintă compoziția chimică a fontelor Fc 200 , iar în tabelul 6.2 , compoziția chimică a fontelor Fc 250 . Menționăm că studiile experimentale s-au efectuat pe sorturile de fonte sintetice analizate anterior și tratate în stare lichidă , în oala de turnare , comparativ cu fontele brute de furnal retopite (capitolele II...IV )

Tabelul 6.1.

Compoziția chimică a fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 200 , obținute prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice în cuptorul electric cu inducție.

C	Si	Mn	P	S
3,20...3,46	1,50...1,98	0,46...0,90	0,053...0,125	0,045...0,060

Tabelul 6.2.

Compoziția chimică a fontelor cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice în cuptorul electric cu inducție.

C	Si	Mn	P	S
3,30...3,45	1,43...1,60	0,62...0,74	0,095...0,115	0,040...0,050

Fontele sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc pot fi retopite în orice agregat de elaborare , permițând obținerea unei compoziții chimice dorite pentru fontele de a doua fuziune turnate în piese .

Pentru interpretarea rezultatelor obținute la retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție și corectarea compoziției chimice și având în vedere că standardele noastre au fost corelate cu cele internaționale s-au utilizat următoarele: SR ISO 185 / 88 , pentru încercările mecanice și ISO 945 / 75 , pentru structurile

metalografice .

În tabelele 6.3 și 6.4 se prezintă valorile încercărilor mecanice ( pentru mai multe grupe de șarje ) specifice fontelor cenușii de a doua fuziune obținute în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc și corectarea compoziției chimice și care compoziție chimică se încadrează în cele redate de tabelele 6.1 și 6.2 . Încă de la început s-a pornit de la premiza obținerii unor fonte cenușii de a doua fuziune a căror compoziție chimică se încadrează în domeniul fontelor Fc 200 ( tabelul 6.1 ) ...Fc 250 ( tabelul 6.2 ) .

Deoarece metodele de tratare a fontelor sintetice nu au influențat substanțial forma , dimensiunile și cantitatea de grafit din structura fontelor cenușii de a doua fuziune rezultate din retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice , în figura 6.1 se prezintă structura metalografică , mai precis aspectul grafitului pentru fontele cenușii Fc 200 , iar în figura 6.2 , aspectul grafitului pentru fontele Fc 250 specifică acestor două tipuri de fonte .

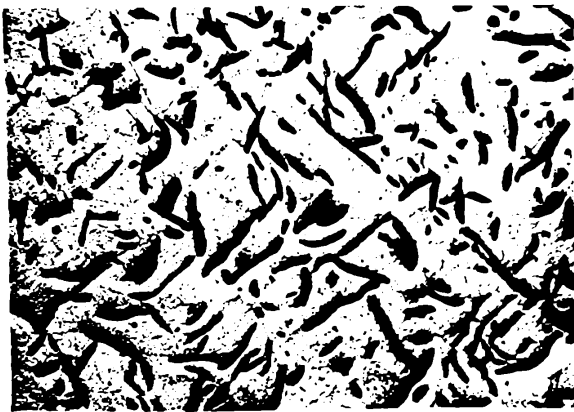


Fig.6.1.Aspectul grafitului din fonta cenușie de a doua fuziune Fc 200 , obținută în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : 100 : 1 .



Fig. 6.2.A spectul grafitului din fonta cenușie de a doua fuziune Fc 250 , obținută în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice :100 : 1 .

Tabelul 6.3.

Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținute în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N / mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]
1	235	207
2	245	186
3	240	203
4	240	198
5	250	189
6	255	184
7	260	182
8	270	198

Tabelul 6.4.

Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 250, obținute în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ [ N / mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]
1	260	227
2	280	230
3	290	235
4	295	237
5	300	230
6	295	233
7	310	237
8	325	217

Conform SR ISO 185 / 88 , valorile rezistenței la tracțiune și ale durității pentru cele două tipuri de fonte cenușii de a doua fuziune , prezentate în tabelele 6.3 și 6.4, se situează la valorile maxime admise pentru fontele de tip Fc 200 și Fc 250, uneori

aceste valori fiind chiar depășite trecându-se în domenii imediat superioare de fonte cenușii ( ca tipuri de fonte și caracteristici ) . Menționăm că s-au utilizat fonte a căror grad de saturație în carbon este situat în domeniul 0,80...0,97 .

$$S_c = \frac{C_t}{C_c} \quad [56] \quad ( 6.1 )$$

$$C_c = 4,26 - 0,31 \cdot Si - 0,33 \cdot P + 0,027 \cdot Mn - \\ - 0,11 \cdot Sn - 0,074 \cdot Cu - 0,53 \cdot Ni + \\ + 0,015 \cdot Mo + 0,063 \cdot Cr + 0,0135 \cdot V \quad [56] \quad ( 6.2 )$$

Valorile ridicate ale încercărilor mecanice sunt determinate , în primul rând, de structura acestor fonte ( fig. 6.1 și 6.2 ) . Astfel , se observă că pe fondul unei mase metalice de bază perlitice , cu un grad de dispersie  $P_i$  1,6 ( distanța între lamelele de cementită , mai mare de  $1,6 \mu m$  ) se obțin separări de grafit lamelar modificat de tip IA 5 ( lungimea separărilor fiind  $60...120 \mu m$  ) și la 4 ( cu lungimea separărilor de  $120...150 \mu m$  ) , conform ISO 945 / 75 . Având în vedere că la retopirea fontelor sintetice care nu conțin în structură carbon în stare liberă ( grafit), la răcire și solidificare , germenii de grafit ce se obțin sunt omogeni ( separându-se direct din soluție ) conducând la obținerea unor astfel de separări ale grafitului în fontele cenușii turnate în piese . Conducînd pe aceeași explicativă , menționăm că în baia metalică, încă de la retopire , nu se regăsește grafit remanent ( provenit din fontele de primă fuziune ) .



a.



b.

Fig. 6.3. Aspectul grafitului din fontele cenușii de a doua fuziune Fc 200 ( a ) și Fc 250 ( b ) , obținute prin retopirea fontei brute de furnal în cuptorul electric cu inducție : 100 : 1 .

Acest grafit remanent se presupune că la retopirea fontelor de primă fuziune se dizolvă foarte greu în baia metalică chiar și la supraîncălziri pronunțate și că de fapt, aceste incluziuni nemetalice se constituie , la germinarea și solidificarea fontelor cenușii de a doua fuziune , în suporți pentru germenii de grafit , dar conduc la obținerea unor separări lamelare grosolane de grafit . Grafitul lamelar astfel obținut crează așa-zisul " efect de crestare " a masei metalice de bază al fontelor cenușii cu implicații negative asupra caracteristicilor acestor fonte [ 5 ] .

Suprafața ocupată de separările de grafit în fontele cenușii obținute prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice , pe probele analizate, este de 5...6 % .

Se cunoaște faptul că la retopirea fontei de primă fuziune cu un conținut de siliciu scăzut , durata de așteptare pentru dizolvarea totală a grafitului se reduce foarte mult [ 60 ] . Ca urmare un avantaj primordial al utilizării fontelor sintetice în obținerea fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese , îl constituie reducerea accentuată a perioadelor de topire și menținere a acestora deoarece conținutul de siliciu este foarte scăzut , iar carbonul este în totalitate legat în soluție .

La solidificare , însă , tot carbonul fiind dizolvat în baia metalică , separarea germenilor de grafitizare se produce mai greu la grade de subrăciri mari ceea ce face ca uneori germenii de grafitizare să se separe odată cu germenii de solidificare pentru masa metalică de bază sau foarte aproape de timpii acestora , ceea ce face ca creșterea separărilor de grafit să fie mai restrânsă decât în cazul utilizării fontelor brute de furnal la obținerea fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese.

Prin utilizarea fontelor sintetice ( cu un înalt grad de puritate ) se influențează, așa cum am menționat și procesul de cristalizare al masei metalice de bază , obținându-se graunți mai fini ai masei metalice , cu implicații pozitive asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese .



## 6.2. INFLUEȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR FONTELOR .

Elementele chimice introduse în compoziția fontelor ca elemente de aliere, acționează cu precădere , asupra masei metalice de bază , influențând condițiile de cristalizare . Aceste elemente au o foarte redusă acțiune asupra formei și distribuției separărilor de grafit . De aceea s-a urmărit utilizarea la maxim a fontelor sintetice , ca prin mijloace simple de aliere și uneori chiar ieftine , să se obțină piese brut turnate de și o mai mare calitate ( cu o compactitate ridicată și implicit cu proprietăți mecanice ridicate la conținuturi reduse de elemente de aliere , în condițiile obținerii unor structuri metalografice corespunzătoare acestor deziderate ) .

În vederea urmăririi influenței elementelor de aliere asupra structurii și proprietăților fontelor cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor sintetice ( elaborate în cuptorul electric bazic cu arc ) în cuptorul electric cu inducție, s-a recurs la utilizarea unor elemente chimice mai uzuale ce au fost folosite și până acum în microalierare sau alierea fontelor prin procedeele de elaborate cunoscute .

Din punct de vedere al acțiunii asupra condițiilor de cristalizare și grafitizare, influențele elementelor chimice de aliere este apreciată în baza coeficientului mediu de grafitizare  $K_G$  , calculat în baza unor relații care pornesc de la considerentul egalității cu unitatea în cazul siliciului [ 59 ] .

Corectarea compoziției chimice a fontelor cenușii de a doua fuziune în sensul alierii sau microalierii lor în cuptorul electric cu inducție , se face cu ajutorul unor materiale de adaos ( de obicei , feroaliaje ) luându-se în considerare o serie de factori , și anume :

- gradul de oxidare al elementelor chimice ;
- capacitatea de interacțiune chimică cu căptușeala cuptorului ;
- temperatura proprie de topire a fiecărui element chimic sau substanță .

Alierea fontei se face la temperaturi ridicate , de peste 1400°C .

Schimbarea solubilității carbonului ( C ) în topitură datorită adaosului ( x ) poate fi scrisă sub forma [ 124 ] :

$$C = m \cdot \% x \quad ( 6.3 )$$

În baza datelor din literatură [ 59 ] , [ 81 ] , elementele chimice utilizate de autorul prezentei lucrări , pot fi grupate astfel :

a ) Nichel , cupru - elemente grafitizante la formarea structurii primare și antigrafitizante , la formarea structurii secundare . Aceste elemente micșorează tendința de albire a fontelor , mărește proporția de perlită și gradul de dispersie al acesteia .

b ) Crom , molibden , vanadiu - elemente antigrafitizante atât la formarea structurii primare , cât și a celei secundare . Aceste elemente se concentrează în carburi , formând amestecuri izomorfe de tipul ( FeX )<sub>n</sub> C .

Prin utilizarea acestor elemente în alierea fontelor cenușii de a doua fuziune obținute în baza fontelor sintetice se încearcă a se căuta răspunsuri dacă aceste elemente chimice influențează structura fontelor obținute prin retopirea fontelor sintetice ( implicite și proprietățile ), ca și în cazul utilizării fontelor brute de furnal la obținerea lor .

Fontele cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor și corectarea compoziției chimice sunt caracterizate de grade de saturație în carbon de 0,75...0,98, fiind încadrate în domeniul fontelor hipoeutectice ( pentru fontele Fc200...Fc250 ), fonte a căror proprietăți au fost prezentate în § 6.1 , din punct de vedere al compoziției chimice , compoziție chimică corelată cu grosimea de perete a piesei turnate .

### a. Cuprul .

Sistemul binar Fe - Cu și cel ternar Fe - C - Cu au fost studiate de numeroși cercetători [ 56 ] . În urma acestor cercetări s-a tras concluzia că în stare lichidă există o lacună de solubilitate care se extinde pe un domeniu mare de concentrații. Solubilitatea cuprului în fonta lichidă a fost stabilită de diverși cercetători [ 55 ] ca fiind între 3 și 5 % , elemente chimice ca nichelul , manganul , aluminiul , cromul măbind această solubilitate .

Solubilitatea cuprului în fontă este micșorată de siliciu și carbon . Siliciul provoacă segregarea cuprului , iar cuprul pe cea a siliciului [ 31 ] .

Influența cuprului în fontele cenușii , constă în următoarele :

- are un efect slab grafitizant la cristalizarea primară , ceea ce rezultă din faptul că micșorează conținutul de carbon în eutectic ( carbonul echivalent ) :

$$C_{ech} = \%C + \frac{1}{3} ( \%Si + \%P + \% \frac{Cu}{4} ) \quad ( 6.4 )$$

- frânează procesul de feritizare la transformarea eutectoidă ;
- micșorează dimensiunile grăunților de perlită și mărește gradul de dispersie al acesteia .

Mecanismul acestor influențe ale cuprului se explică prin următoarele :

- cuprul , până la conținuturi de 1,5 % , nu se dizolvă în cementita eutectică , ci segregă în austenită măbind activitatea termodinamică a carbonului și tendința de grafitizare ;
- la transformarea eutectoidă , cuprul se dizolvă în cementită , micșorând activitatea carbonului ;
- micșorează temperatura eutectoidă și deplasează punctul eutectoid spre domenii cu concentrații mai mari în carbon ;
- peste limita de solubilitate , cuprul adăugat în fonte se separă sub formă de picături care în timpul separării grafitului , îmbracă particulele cu acțiune modificatoare , favorizează subrăcirea eutectică și determină o separare fină a grafitului și o structură dendritică a masei metalice de bază .

În conformitate cu rezultatele unor cercetători [ 56 ] , la conținuturi de 2...5 % cuprul provoacă o trecere de la o structură albă la o structură cenușie a fontelor cu structură albă ( piese turnate cu coajă dură ) .

În tabelul 6.5 se prezintă caracteristicile mecanice ale fontelor cenușii de a

doua fuziune obținute în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc și după corectarea compoziției chimice în vederea încadrării în domeniul de compoziție chimică a fontelor cenușii Fc 200 ( a căror compoziție chimică este prezentată în tabelul 6.1 ) și prin adaos de cupru în concentrații de 0,70...0,90 % . Pentru aliere se utilizează cupru electrolitic .

În figura 6.4 se prezintă structura specifică unei astfel de fonte cenușie .

Tabelul 6.5.

Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune obținute în cuptorul electric cu inducție , microaliată cu cupru ( 0,70...0,90 % ), prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N / mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]
1.	280	206
2.	275	211
3.	265	218
4.	285	205
5.	265	226
6.	295	201
7.	300	201
8.	305	213



a.



b.

Fig. 6.4. Structura metalografică a fontei cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținută în cuptorul electric cu inducție , microaliată cu cupru ( 0,70...0,90 % ), prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : a. 500 : 1 ; b. 100 : 1 .

În urma analizei microscopice a structurii fontei cenușii microaliată cu cupru ( 0,70...0,90 % ) ,se observă că se obține o masă metalică de bază perlitică ,

caracterizată de un grad de dispersie al perlitei cuprins între  $Pi\ 1,4$  și  $Pi\ 1,6$  (distanța între lamelele de cementită fiind peste  $1,3\ \mu m$ ), ce conține o cantitate de ferită de  $7\ %$ .

Separările de grafit obținute în structura acestei fonte cenușii sunt tip IA 4 - IA 5 (identice cu cele ale fontei nealiată cu cupru) ceea ce demonstrează că la aceste conținuturi nu influențează forma grafitului, ci doar într-o mică măsură cantitatea de grafit separată. Suprafața ocupată de grafit este de  $5...6\ %$ . Nefiind diferite de separările grafitului în cazul fontei cenușii nealiată, aceste separări de grafit au caracteristicile grafitului lamelar modificat.

În baza structurii fontelor cenușii microaliată cu cupru ( $0,70...0,90\ %$ ) se poate concluziona că adaosul de cupru în aceste fonte nu conduce decât la o ușoară majorare a rezistenței la rupere la tracțiune, cu  $9...17\ %$  față de fontele nealiată ( $265...305\ N/mm^2$ ). Aceste fenomene se pot explica numai prin faptul că adaosul de cupru la aceste concentrații, nu influențează procesul de grafitizare la cristalizarea primară și probabil că influențează foarte puțin procesul de feritizare, la transformarea eutectoidă, prin apariția unei cantități de  $5...6\ %$  ferită în structură. S-ar putea menționa și o ușoară modificare a gradului de dispersie al perlitei dinspre  $Pi\ 1,6$  spre  $Pi\ 1,4$  (lamele grosolane înspre lamele mijlocii). Prin urmare, valorile rezistenței la rupere la tracțiune sunt determinate mai mult de caracteristicile fontelor sintetice utilizate în încărcătura metalică a cuptorului electric cu inducție.

Creșterea durtății cu numai  $8...9\ %$  este aproape minoră la adaosuri de cupru de  $0,70...0,90\ %$ , fenomen de altfel previzibil.

#### **b. Cromul și cuprul .**

În sistemul ternar Fe - Cr - C, cromul se repartizează  $2/3$  în carburi (complexe stabile) și  $1/3$ , în masa metalică de bază [56]. Ca urmare, cromul, în fonte, mărește efectul de călire, finisează grafitul, mărește durtatea, reduce dependența caracteristicilor fontei de grosimea de perete a piesei turnate, mărește stabilitatea de volum și rezistența la uzură.

Influența cromului asupra celor mai multe proprietăți se face simțită la conținuturi mici (de circa  $0,3\ %$ ). În numeroase cazuri, conținutul optim de crom în fonta slab aliată este de  $0,3...0,6\ %$ ; adaosuri mai mari de crom, mai ales la piese cu pereți subțiri ( $15...20\ mm$ ) sunt posibile numai dacă influența durificatoare a cromului este compensată printr-o mărire corespunzătoare a conținutului de siliciu.

Influența durificatoare a cromului poate fi considerabil moderată și prin adaosuri de nichel, rezultând materiale cu rezistență mare, cu o tenacitate satisfăcătoare și o bună prelucrabilitate. De aceea, în fontele slab aliate, se regăsește foarte des combinația nichel și crom.

În timp ce siliciul se adaugă în proporție de  $1 : 1$ , nichelul se adaugă în raport de  $1 : 1...1,5$  (în funcție de grosimea de perete) pentru a compensa efectul durificator al cromului în fonte.

Pornind de la aceste considerente, s-a urmărit efectul comun cromului și al cuprului asupra fontelor cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor sintetice, elaborate în cuptorul electric bazic cu arc și după corectarea compoziției chimice în cuptorul electric cu inducție pentru obținerea unei fonte cenușii Fc 200.

Cuprul se adaugă în proporție de  $0,7...0,9\ %$ , iar cromul atinge valoarea maximă de  $0,15\ %$  în aceste fonte (deci sub limita minimă menționată anterior, în

fontele cenușii elaborate aliate ), provenind din încărcătura metalică a cuptorului .

Caracteristicile mecanice ale acestor fonte sunt prezentate în tabelul 6.6 , iar structura metalografică , în fig. 6.5 .

Tabelul 6.6.

Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținute în cuptorul electric cu inducție , microaliate cu cupru ( 0,70...0,90 % ) și crom ( max. 0,15 % ) , prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N /mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]
1.	290	247
2.	295	215
3.	285	207
4.	325	269
5.	325	269
6.	350	270
7.	355	271
8.	355	267

Având în vedere încercările obținute experimental privind influența individuală a elementelor de aliere asupra caracteristicilor fontelor cenușii de a doua fuziune elaborate prin retopirea fontelor sintetice sunt aproape similare cu cele realizate în cazul când s-au utilizat fonte brute de furnal în încărcătura cuptorului electric cu inducție, începând din această fază s-a analizat influența comună a două până la patru elemente de aliere . Influența cuprului a fost analizată separat constatându-se acele mici diferențe între rezultatele fontele de a doua fuziune realizate pe seama utilizării în încărcătura cuptorului electric cu inducție a fontelor sintetice , respectiv a fontelor brute de furnal pentru turnătorie ( materializate în structura obținută și influența ei asupra caracteristicilor mecanice ) .

În conformitate cu datele prezentate în tabelul 6.6 , putem concluziona că rezistența la rupere la tracțiune atinge valoarea maximă de 355 N / mm<sup>2</sup> , iar duritatea se situează la valori maxime de 271 HB . Aceste valori care situează fonta cenușie de a doua fuziune , considerată a fi încadrată inițial , înainte de aliere cu cupru și crom , în domeniul fontelor Fc 200 , conform SR ISO 185 situează aceste fonte în domeniile mărcilor de fonte superioare ( pentru aceleași grosimi de perete ale pieselor turnate , adică Fc 250...Fc 300 ) . Pentru duritate , aceste fonte se încadrează în clasa de duritate H 235 . Prin urmare , valorile rezistenței la rupere la tracțiune sunt mai mari cu 20...25 % și ale durității , cu 15...40 % , față de valorile specifice fontelor cenușii utilizate ca bază de comparație ( Fc 200 nealiate ) .



a.



b.

Fig. 6.5. Structura metalografică a fontei cenușii de a doua fuziune Fc 200 , obținută în cuptorul electric cu inducție , microaliată cu cupru ( 0,70...0,90 % ) și crom ( max. 0,15 % ) , prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : a. 500 : 1 ; b. 100 : 1 .

Analizând structura metalografică prezentată în fig. 6.5 , în conformitate cu prevederile ISO 945 , se observă că aceasta este caracterizată de o masă metalică de bază perlitică cu un grad de dispersie de  $P_i$  1,4... $P_i$  1,6 ( lamele mijlocii și grosolane ) și cu un conținut de 5...7 % ferită . De asemenea , în structură se obțin separări de grafit tip IA 4 și IA 5 ce ocupă o suprafață de 5...6 % din suprafața analizată .

Prin urmare , aceste fonte ce conțin crom și cupru , nu prezintă diferențe esențiale față de fontele nealiate și nici față de cele microaliate cu cupru , obținute însă în aceleași condiții de elaborare .

Se dovedește însă că la aceste conținuturi de crom , adaosul de cupru elimină posibilitatea de apariție a zonelor dure în structura pereților pieselor turnate și determină o uniformizare a durtății pe secțiunea acestora ( variații de 5...6 unități Brinell ) .

### c. Molibdenul , cuprul și cromul .

În sistemul ternar Fe - C - Mo , adaosul de molibden de 0,25...1,25 % determină mărirea rezistenței , durtății , rezistenței la uzare , stabilității de volum , rezistenței la oboseală și rezistenței la cald [ 56 ] .

Ca urmare , aceste rezultate se obțin în urma prezenței molibdenului în aceste fonte , repartizat între ferită și cementită , ce finisează structura ( masa metalică de bază ) .

Spre deosebire de crom , carburile de molibden nu sunt așa stabile în fonte.

Utilizarea molibdenului în fontele cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor brute de furnal pentru turnătorie , determină ca grafitul să se separe din ce în ce mai mult sub formă globulară ( lamele scurte groase ) .

Fonta cenușie aliată cu molibden conține , în general , 0,30...0,60 % molibden.

Un mare avantaj al fontei aliate cu molibden este că până la 3 % siliciu conținut în fontă nu rezultă o creștere a grăuntelui masei metalice de bază [ 56 ] .

În fontele cenușii de a doua Fc 250 fuziune obținute prin retopirea fontelor

sintetice și corectarea compoziției chimice ( tabelul 6.2 ) , molibdenul a fost adăugat împreună cu cupru . Prin microalierea acestor fonte cu 0,30...0,45 % molibden și 0,75...1,00 % cupru , respectiv 1,30...1,50 % cupru , gradul de saturație în carbon se păstrează în domeniile fontelor cenușii hipoeutectice .

În tabelele 6.7 și 6.8 , se prezintă caracteristicile obținute , iar în figurile 6.6 și 6.7 , structurile specifice acestor fonte .

Tabelul 6.7.

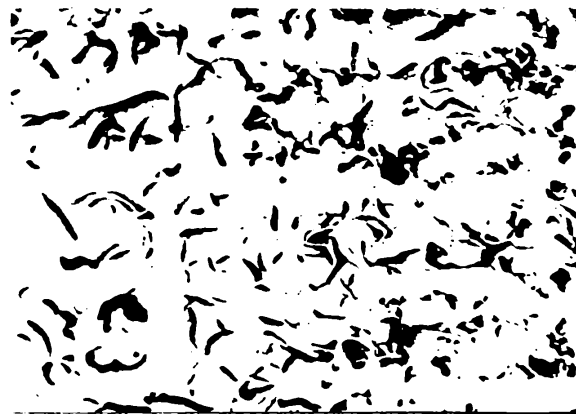
Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 250, obținute în cuptorul electric cu inducție , microaliate cu molibden ( 0,30...0,45%) și cupru ( 0,75...1,00 % ) , prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N / mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]
1.	320	283
2.	330	279
3.	335	276
4.	360	273
5.	375	271
6.	380	272
7.	380	269
8.	380	271

Din analiza structurii metalografice prezentate în fig. 6.4 , se observă că pe fondul unei mase metalice de bază perlitice se obțin separări de grafit lamelar modificat a căror lungime este cuprinsă între 30 și 250  $\mu\text{m}$  ( IA 6...IA 4 ) . gradul de dispersie al perlitiei caracterizat prin distanța între lamele de cementită de 0,8...1,3  $\mu\text{m}$  ( Pi 1,0 ) ( lamele subțiri ) .

Încă din acest moment , se observă modificări structurale față de fontele cenușii microaliate cu cupru și crom , care constau în mărirea sepărărilor de grafit ( micșorându-se față de cazurile anterioare ) , dar și ale gradului de dispersie al perlitiei ( mai mic ) .

În baza acestor structuri obținute , se menționează că încercările mecanice, reprezentate prin rezistența la rupere la tracțiune de 320...380 N / mm<sup>2</sup> și durități de 267...283 unități Brinell .



a.

b.

Fig. 6.6. Structura metalografică a fontei cenușii de a doua fuziune Fc 250, obținută în cuptorul electric cu inducție , microaliată cu cupru ( 0,75...1,00 % ) și molibden ( 0,30...0,45 % ) , prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : a. 500 : 1 ; b. 100 : 1 .

Tabelul 6.8.

Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 250, obținute în cuptorul electric cu inducție , microaliate cu molibden ( 0,30...0,45%) și cupru ( 1,30...1,50 % ) , prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N/mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]
1.	375	263
2.	380	277
3.	380	265
4.	390	251
5.	395	253
6.	395	253
7.	395	251
8.	405	247

În aceste condiții valorile rezistenței la rupere la tracțiune sunt mai ridicate decât ale unei fonte cenușii nealiate ( tabelele 6.2 și 6.4 ) cu 15...18 % , iar ale durității sunt mai mari cu 12...22 % .



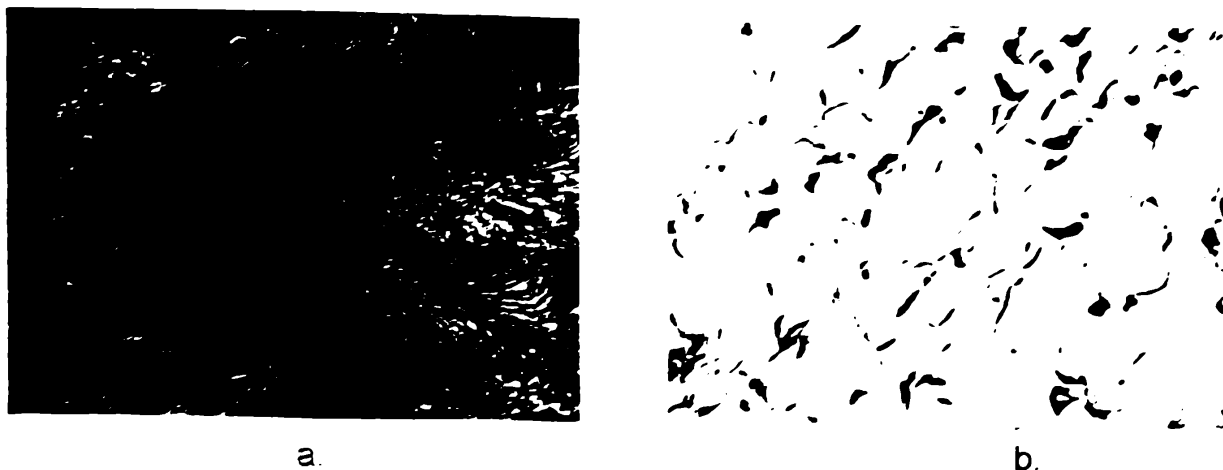


Fig. 6.7. Structura metalografică a fontei cenușii de a doua fuziune Fc 250, obținută în cuptorul electric cu inducție, microaliată cu molibden ( 0,30...0,45 % ) și cupru ( 1,30...1,50 % ) prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : a. 500 : 1 ; b.100 : 1 .

Prin creșterea adaosului de cupru, în aceste fonte, de până la 1,50% și păstrarea adaosului de molibden același, se obțin valori ale rezistenței la rupere la tracțiune de 375...405 N / mm<sup>2</sup>, pe când ale durității se păstrează în același limite ( tabelu 6.8 ). Acest fenomen își găsește explicația în structura obținută ( fig. 6.7 ). Astfel, separările de grafit pe fondul unei mase metalice de bază perlitice cu un grad de dispersie P<sub>1</sub> 0,5 ( distanța interlamelară : 0,3...0,8 μm, lamele fine de cementită ) sunt mai omogene din punct de vedere dimensional, cu lungimi cuprinse între 80 și 150 μm ( IA 5 și IA 4 ).

Comparativ cu valorile caracteristicilor mecanice specifice fontelor cenușii nealiată obținute în aceleași condiții ( tabelele 6.2 și 6.6 ), rezistența la rupere la tracțiune are valori mai mari cu 17...29 % iar duritatea, mai mari cu 13...18 % .

În continuare se va analiza influența comună a cuprului, cromului și molibdenului asupra unor fonte cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținute în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice ( tabelul 6.1 )

Astfel, în tabelul 6.9 se prezintă caracteristicile mecanice, iar în figura 6.8 - structura obținută pentru aceste tipuri de fonte

Mergând pe varianta introducerii în fonta cenușie obținută din retopirea fontei sintetice a celor trei elemente de aliere ( cupru, crom și molibden ), valorile rezistențe la rupere la tracțiune ajung la 330...380 N / mm<sup>2</sup>, mai mari cu 26...28% decât cele ale fontei comparate Fc 200 ( tabelul 6.1 ).

Cele două elemente chimice cu efect durificator ( crom și molibden ) introduse în aceste fonte determină mărirea gradului de dispersie al perlitiei obținute, însă nu conduc la apariția de zone dure pe secțiunea peretelui pieselor turnate ( zone cu structură albă prin separarea cementitei libere ) deoarece acest efect este eliminat prin utilizarea cuprului.

Separările de grafit sunt însă similare cazurilor anterioare din punct de vedere dimensional, dar prezintă o mare omogenitate în ceea ce privește distribuția lor în structură ( fig. 6.8 )

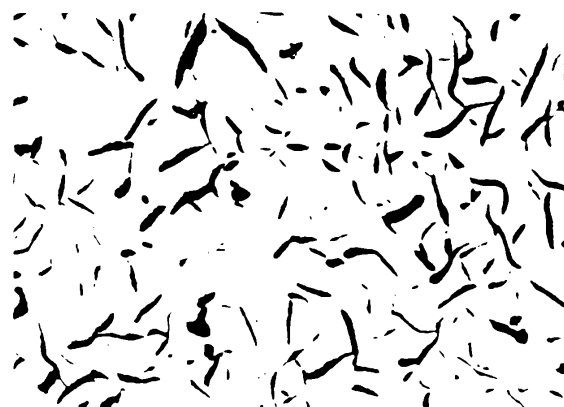
Tabelul 6.9.

Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținute în cuptorul electric cu inducție , microaliate cu cupru ( 0,35...0,50 % ) , crom ( 0,35...0,40 % ) și molibden ( 0,40...0,55 % ) , prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N / mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]
1.	335	267
2.	335	265
3.	330	261
4.	345	256
5.	355	255
6.	350	257
7.	375	245
8.	380	241



a.



b.

Fig. 6.8. Structura metalografică a fontei cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținută în cuptorul electric cu inducție , microaliată cu cupru ( 0,35...0,50 % ) , crom ( 0,35...0,40 % ) și molibden ( 0,40...0,55 % ) , prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : a. 500 : 1 ; b. 100 : 1 .

#### d. Nichelul , cromul , molibdenul și cuprul .

Influența nichelului asupra compoziției fontei se reflectă în proprietatea lui de a reduce solubilitatea carbonului în fier , la fel ca și siliciul , dar sensibil mai puțin [56] , fenomen ce se manifestă mai pronunțat la temperaturi înalte . Acest fenomen este intensificat în cazul reducerii conținutului de siliciu din fonte .

La fel ca și siliciul , nichelul favorizează formarea grafitului în fontele cenușii

turnate , însă cu o intensitate de 2,5...3 ori mai mică ( chiar și la conținuturi mai scăzute de siliciu ) .

În aliajele Fe - C solidificate , nichelul reduce solubilitatea carbonului în austenită , iar odată cu creșterea conținutului , el determină apariția unor structuri de subrăcire chiar la tumarea fontelor în amestecuri de formare ( structuri intermediare , de la perlită , prin martensită , la austenită ) .

La un conținut constant de siliciu în fontă , duritatea crește odată cu creșterea conținutului de nichel , în timp ce conținutul de carbon legat scade .

Dacă este bine corelat cu conținutul de siliciu și de crom din fontă , nichelul mărește duritatea , rezistența și tenacitatea , rezistența la uzare și prelucrabilitatea prin așchiere .

Prezența nichelului în fonte determină obținerea unor durități Brinell de la 190 până la 280 unități , uniforme chiar și în cazul unor grosimi diferite de pereți la piesele turnate . Acest efect de egalizare al nichelului este argumentul care asigură o bună prelucrabilitate prin așchiere a pieselor turnate la durități de 350 unități Brinell.

Influența nichelului asupra rezistenței la rupere la tracțiune iese în evidență numai în anumite limite ale conținuturilor de carbon și siliciu .

Dacă influența nichelului în fontele cenușii se manifestă din plin , se recomandă a se scădea conținutul de siliciu în încălzirea metalică a cuptorului cu cantitatea echivalentă efectului grafitizant al nichelului adăugat .

Nichelul prezent în fonte determină o creștere a densității acestora și o micșorare a tendinței de formare a porozităților .

În tabelul 6.10 se prezintă caracteristicile mecanice ale fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 250 obținute prin retopirea fontei sintetice și după corectarea compoziției chimice în cuptorul electric cu inducție ( tabelul 6.2 ) și alierea ei cu nichel ( 1,00...1,15 % ) , cupru ( 0,40...0,50 % ) , molibden ( 0,25...0,50 % ) și crom ( 0,20...0,30 % ) , iar în figura 6.9 , se prezintă structura acestei fonte .



a.



b.

Fig. 6.9. Structura metalografică a fontei cenușii de a doua fuziune Fc 250, obținută în cuptorul electric cu inducție , aliată cu nichel ( 1,00...1,15 % ) , cupru ( 0,40...0,50 % ) , molibden ( 0,25...0,50 % ) și crom ( 0,20...0,30 % ) , prin

retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : a. 500 : 1 ; b. 100 : 1 .

Tabelul 6.10.

Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 250, obținute în cuptorul electric cu inducție , aliate cu nichel ( 1,00...1,15 % ) , cupru ( 0,40...0,50% ) , molibden ( 0,25...0,50 % ) și crom ( 0,20...0,30 % ) , prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N / mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]
1.	365	321
2.	350	317
3.	365	321
4.	365	321
5.	380	311
6.	380	313
7.	385	302
8.	385	321

Structura metalografică prezentată este caracterizată prin separări de grafit lamelar și grafit lamelar modificat de tip IA3...IA5 ( cu lungimi de 60...500  $\mu\text{m}$  ) , pe fondul unei mase metalice de bază perlitice caracterizată de lamele mijlocii și groase ( grad de dispersie  $P_i$  1,4... $P_i$  1,6 ) ce conține o cantitate maximă de ferită de 5 % . Suprafața ocupată de separările de grafit este de 4...5 % .

Influența comună a celor patru elemente de aliere a fontei cenușii determină obținerea unor rezistențe la rupere la tracțiune ridicate valoric ( 350...385 N / mm<sup>2</sup> ) și valori ale durității , însă foarte ridicate , de 302...321 unități Brinell .

Prezența comună a cromului și nichelului în fontele cenușii determină o finisare a structurii , respectiv a masei metalice de bază . Printr-un adaos corespunzător de crom se obține o rezistență mai mare și o finisare continuă a masei metalice de bază , fără ca efectul de durificare al cromului să se accentueze prin posibilitatea de apariție a carburilor în structură .

Spre deosebire de fontele cenușii obținute prin retopirea fontelor brute de furnal pentru turnătorie , unde se recomandă ca raportul între nichel și crom să fie 2,5 : 1 , în cazul nostru se recomandă ca acest raport să fie mai mare , respectiv 3,5...4 : 1 având în vedere tendința acestor fonte de a forma o masă metalică de bază perlitică .

Anumite conținuturi de nichel în fonte pot compensa influențele nefavorabile ale unor conținuturi ridicate de fosfor asupra proprietăților fontelor în funcție de grosimile de perete ale pieselor turnate [ 56 ] .

### e. Cupru și vanadiu .

Prezența în fontele cenușii a vanadiului determină apariția carburilor ( unele cu stabilitate ridicată ) datorită afinității foarte ridicate a vanadiului față de carbon, carbura bogată în vanadiu tinzând să formeze perlita globulară .

Deoarece se presupune că majoritatea cantității de carbură de vanadiu se separă deja în topitură , este de așteptat un efect apreciabil al acestor separări asupra proceselor de subrăcire ale eutecticelor , ceea ce determină ca vanadiul să apară deosebit de valoros pentru împiedicarea separării grafitului sub formă de rețea ( fig 6.10 ) . Se consideră că aceste carburi au un efect modificator asupra fontei în curs de solidificare . În fontele cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor brute de furnal , influența vanadiului se face simțită deabia la adaosuri mai mari de 0,5 % .

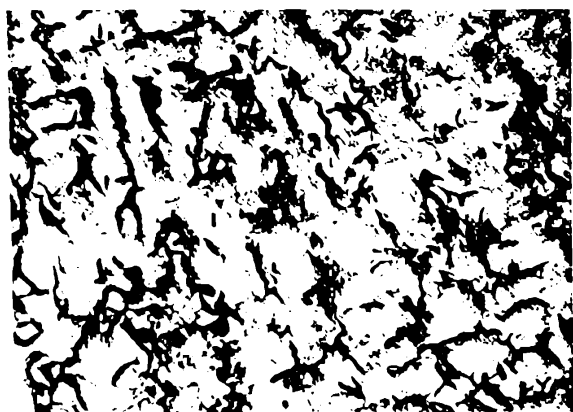


Fig. 6.10. Aspectul grafitului într-o fontă cenușie Fc 200 , înainte de microalierea cu vanadiu : 100 : 1 .

În fontele ce conțin titan , adaosul de vanadiu determină o îmbunătățire a caracteristicilor mecanice a acestora .

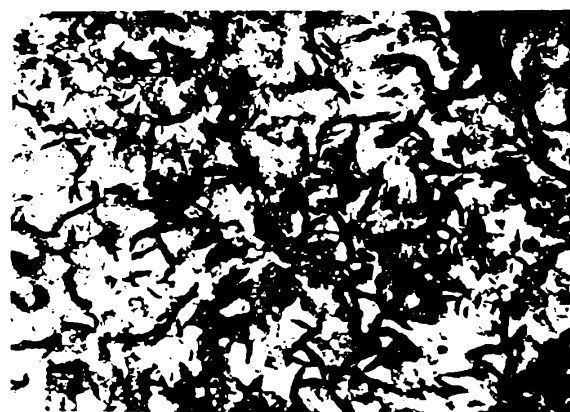
Vanadiul , la conținuturi mai mici de 0,25 % , determină mărirea proporției de perlită și a dispersiei acesteia . La aceste concentrații , vanadiul micșorează dimensiunile lamelor de grafit [ 49 ] .

Analiza diagramei de echilibru a fazelor în sistemul austenitic  $Fe_3C - VC$  , ale cărei rezultate au fost verificate cu ajutorul unei microsonde cu raze X , a arătat că vanadiul intră parțial în soluții , atât în carburi cât și în austenită și ferită . Stabilirea unei relații între conținuturile de vanadiu și carbon a permis crearea unor astfel de condiții , astfel încât prin reducerea conținutului de vanadiu să se obțină o structură lipsită de eutectic ledeburitic .

La alierea unor fonte cenușii de a doua fuziune Fc 200 , obținute în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice ( tabelul 6.1 ) cu cupru ( 0,70...0,80 % ) , vanadiu ( 0,20...0,30 % ) și cu impurități de titan ( max. 0,06 % ) , se obțin caracteristicile mecanice prezentate în tabelul 6.11 și structura specifică din figura 6.11 .



a.



b.

Fig. 6.11. Structura metalografică a fontei cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținută în cuptorul electric cu inducție , microaliată cu cupru ( 0,70...0,80 % ) , vanadiu ( 0,20...0,20 și cu impurități de titan ( max. 0,06 % ) , prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : a. 500 : 1 ; b. 100 : 1 .

Tabelul 6.11.

Valorile încercărilor mecanice specifice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținute în cuptorul electric cu inducție , microaliate cu cupru ( 0,70...0,80 % ) , vanadiu ( 0,20...0,30 % ) și cu impurități de titan ( max. 0,06 % ) , prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N / mm <sup>2</sup> ]	Duritate [ HB ]
1.	295	237
2.	310	215
3.	290	236
4.	310	217
5.	290	238
6.	305	219
7.	290	237
8.	300	223

Structura prezentată în figura 6.11 este caracterizată de separări fine de grafit ( grafit lamelar modificat ) de tip IA 5 ( lungimea separărilor fiind de 60...120  $\mu\text{m}$  ) fiind cele mai mici separări de grafit obținute, comparativ cu cazurile anterioare de aliere a acestor tipuri de fonte , și uniform distribuite în structură . Ele reprezintă 6...7 % din suprafața analizată .

Masa metalică de bază este perlitică și este caracterizată de un grad de

dispersie ridicat ( lamele subțiri ) de tip Pi 1,0 ( distanța între lamele de cementită este de 0,8...1,3  $\mu\text{m}$  ) .

În urma alierii fontelor de a doua fuziune astfel obținute , rezistența la rupere la tracțiune atinge valori ridicate ( de 310 N /  $\text{mm}^2$  ) cu durități destul de mici (237HB). Spre deosebire de fontele nealiate , fontele microaliate cu cupru , vanadiu și cu impurități de titan , rezistența la rupere la tracțiune suportă o creștere de 15...20 % , pe când duritatea nu se modifică semnificativ .

În urma alierii fontelor cenușii de a doua fuziune obținute în cuptorul electric cu inducție prin retopirea fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc și corectarea compoziției chimice , pot fi trase următoarele concluzii ( condițiile de turnare și răcire , păstrându-se constante , fiind cele menționate anterior ) :

- în verificările experimentale s-au utilizat , în marea majoritate a cazurilor , fonte cenușii de a doua fuziune Fc 200 , ca baze de comparație , fonte ce au fost apoi microaliate cu diverse elemente chimice tocmai în ideea de a se demonstra că proprietățile mecanice ale fontelor cenușii obținute din retopirea fontelor sintetice , în cuptorul electric cu inducție , se îmbunătățesc . Numai , în foarte puține cazuri s-au utilizat fonte cenușii obținute din fonte sintetice , Fc 250 . Utilizarea unor mărci superioare de fonte cenușii nu este justificată în vederea verificării modului de comportare a lor în urma microalierii sau alierii cu diverse elemente chimice deoarece conduc la obținerea unor valori ridicate ale încercărilor mecanice sau chiar foarte ridicate ( în special , de duritate ) , nedorite în obținerea unor anumite piese turnate , dar și cu consumuri foarte ridicate de materiale pentru corectarea compoziție chimice de bază a fontelor . Ori , așa cum s-a văzut acești parametri mecanici pot fi atinși și în cazurile experimentate .

- având în vedere încărcătura metalică a cuptorului electric cu inducție , structura fontelor cenușii obținută este în general perlitică , ferita regăsindu-se în concentrații de maxim 8 % , fiind determinată de structura inițială a fontelor sintetice ;

- utilizarea fontelor sintetice la obținerea fontelor cenușii de a doua fuziune , determină obținerea unor structuri metalografice caracterizate de o masă metalică de bază perlitică cu separări de grafit lamelar modificat , uniform distribuite în această masă ;

- ..- în obținerea acestor fonte , indiferent de elementele chimice de microaliere utilizate , este indicată introducerea cuprului în compoziția chimică datorită efectului său de modificare a structurii - trecerea de la structura de fontă albă la structura de fontă cenușie ;

- gradul de dispersie al perlitei , prin microaliere cu cupru este foarte puțin influențat , spre deosebire de cazul obținerii fontelor cenușii de a doua fuziune din fonte brute de furnal pentru turnătorie ;

- comparativ cu fonta de a doua fuziune nealiată , cea aliată cu cupru și elaborată în aceleași condiții , nu prezintă creșteri substanțiale ale caracteristicilor mecanice;

- cuprul adăugat în aceste fonte are o influență mult mai ridicată asupra compactității pieselor turnate ( fenomen ce s-a observat atunci când s-a analizat volumul de retasură și contracția pieselor turnate ) ;

- prin introducerea cuprului se mărește foarte mult prelucrabilitatea pieselor turnate , având în vedere structura perlitică și duritatea ridicată a suprafețelor acestora ;

- adaosul de cupru în fontele astfel obținute , ce conțin crom în proporție de până la 0,15 % , în care tendința de apariție a zonelor dure este foarte pronunțată , este

benefică în sensul eliminării acestui fenomen ( foarte accentuat , în cazul retopirii fontelor sintetice și la care cromul poate proveni din încărcătura cuptorului ) ;

- pe de altă parte , la aceste conținuturi , cromul reduce dependența proprietăților fontelor de grosimea de perete a pieselor turnate din fonta analizată ;
- cromul prezent în fontele analizate în concentrații de maxim 0,15 % , nu determină apariția efectului de călire ;
- adaosul comun de molibden , cupru și crom determină o creștere considerabilă a rezistenței la rupere la tracțiune , mai mare decât în cazul utilizării aceluiași elemente chimice pentru alierea fontelor brute de furnal retopite în aceleași condiții ( în condițiile mării considerabile a gradului de dispersie al perlitei și al eliminării a posibilităților de apariție a zonelor dure ) ;
- prezența simultană a cromului și nichelului în aceste fonte determină o finisare pronunțată a masei metalice de bază ( mult mai pronunțată decât în cazul fontelor brute de furnal retopite ) ;
- influența favorabilă a nichelului se manifestă la conținute marcate anterior împreună cu adaosuri adecvate de crom , molibden și cupru determinând obținerea unor rezistențe la rupere la tracțiune foarte ridicate , o duritate ridicată combinată cu o bună prelucrabilitate prin așchiere ;
- alierea fontelor cu cupru , vanadiu și care conțin impurități de titan determină obținerea unei perlite caracterizată de un grad de dispersie ridicat și a unor separări fine , uniform distribuite , de grafit lamelar modificat ( IA 5 ) ceea ce determină o îmbunătățire considerabilă a caracteristicilor mecanice ale acestor fonte ( mult mai bune decât în cazul utilizării fontelor brute de furnal ) .



### 6.3. INFLUENȚA IMPURITĂȚILOR CHIMICE ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR FONTELOR .

Având în vedere ideea generală privind influența negativă a elementelor chimice precum staniul , borul , prezente ca impurități în fontele brute de furnal pentru turnătorie , asupra caracteristicilor fontelor cenușii de a doua fuziune, în această parte a lucrării s-a încercat a se căuta o explicație a faptului că la anumite concentrații aceste elemente pot fi regăsite sau adăugate în fonta cenușie de a doua fuziune obținută în cuptorul electric cu inducție prin reopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice . Astfel , există chiar tendința pe plan mondial de adăugare a acestor elemente chimice în fontele cenușii de a doua fuziune supuse tratamentului de tratare în stare lichidă în scopul modificării .

Cunoscând , însă , și influența favorabilă a vanadiului asupra caracteristicilor fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese pentru motoare cu ardere internă în cadrul societății U.C.M.Reșița ( cămăși cilindru pentru motoare cu ardere internă, cilindri moto-gazo- compresor ) , s-a urmărit efectul acestui element , în combinație cu alte impurități , asupra acelorași fonte , dar obținute prin reopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice.

Deci , în acest capitol s-a încercat a se analiza influența comună a cuprului, vanadiului , staniului și borului asupra caracteristicilor fontelor cenușii de a doua fuziune obținute prin reopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice.

Microalierea fontelor cenușii de a doua fuziune obținute din fontele sintetice, cu bor , staniu , vanadiu și titan , pornește de la aceleași considerente prezentate anterior și anume , îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale acestor fonte și chiar, înlocuirea unor fonte cenușii aliate sau înalt aliate cu diverse elemente chimice (cupru , crom , molibden ) .

Atât în fontele cenușii cu grafit lamelar , cât și în fontele tratate cu modificatori, staniul manifestă o puternică influență antiferritizantă , asigurând obținerea unor structuri perlitice chiar și la adaosuri neînsemnate . Perlita se obține cu un grad de dispersie mai mare [ 124 ] .

Staniul segregă la limita celulelor eutectice . În aceste forme limită , pe adâncimi de 25...30  $\mu\text{m}$  , concentrația staniului este de 3...5 ori mai mare decât cea medie . Pe măsura apropierii de separările de grafit , concentrația staniului se micșorează până la 0,1 % . În această proporție , staniul micșorează segregarea intracristalină a siliciului și în special , a manganului , ceea ce determină obținerea unei structuri mai uniforme a pieselor . Până la conținuturi de 0,1 % , staniul nu influențează forma separărilor de grafit .

Prezența borului în fontele lichide , la conținuturi de 0,089... 0,042 % , când se comportă ca un element superficial activ , determină micșorarea tensiunii grafit-masă metalică lichidă și a gradului de nodulizare în fontele modificate . Prin urmare, în cazul fontelor modificate pentru nodulizare , se poate obține un grafit vermicular sau un grafit lamelar modificat , în prezența borului [ 62 ] .

În cazul fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 200 , obținute în cuptorul electric cu inducție prin reopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice

( tabelul 6.1 ) aliate cu cupru ( 1,35...1,50 % ) și care conțin impurități de vanadiu ( max. 0,08 % ) , staniu ( max. 0,06 % ) și bor ( max. 0,03 % ) ( aceste impurități fiind obținute prin introducerea de feroaliaje în baia metalică ) , caracteristicile mecanice obținute sunt prezentate în tabelul 6.12 , iar structura specifică acestor fonte , este cea prezentată în figura 6.12 .

Tabelul 6.12.

Valorile încercărilor mecanice fontelor cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținute în cuptorul electric cu inducție , microaliate cu cupru ( 1,35...1,50 % ) și cu impurități de vanadiu ( max. 0,08 % ) , staniu ( max. 0,06 % ) și bor ( max. 0,03%), prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice .

Nr. crt.	Încercări mecanice	
	$R_m$ , [ N / mm <sup>2</sup> ]	Duritate [ HB ]
1.	230	226
2.	245	221
3.	250	215
4.	260	207
5.	265	211
6.	270	207
7.	275	207
8.	275	211



a.



b.

Fig.6.12. Structura metalografiã a fontei cenușii de a doua fuziune Fc 200, obținută în cuptorul electric cu inducție , microaliată cu cupru ( 1,35...1,50 % ) și cu impurități de vanadiu ( max. 0,08 % ) , staniu ( max. 0,06 % ) și bor ( max. 0,03 % ) , prin retopirea fontei sintetice și corectarea compoziției chimice : a. 500 : 1 ; b. 100 : 1 .

În acest caz , se observă doar o ușoară modificare a lungimii separărilor de grafit obținându-se lamele subțiri de grafit uniform distribuite într-o masă metalică de bază perlitică . Lungimea separărilor de grafit este de 120...500  $\mu\text{m}$  ( IA 3...IA4). Se pare că forma separărilor grafitului obținut în aceste fonte nu este influențată de elementele chimice introduse în compoziție . În schimb , masa netalică de bază, fiind perlitică este influențată semnificativ de aceste elemente chimice la concentrații mult mai reduse decât în cazurile anterioare . Gradul de dispersie al perlitei variază între Pi 1,0 și Pi 1,4 , respectiv , de la lamele subțiri de cementită la lamele grosolane ) .

În baza acestei structuri , fonta se onține cu caracteristici mecanice mărite cu circa 10...15 % , pentru rezistența la rupere la tracțiune , pe când valorile durității rămân scăzute .

Prezența impurităților de vanadiu , staniu și bor alături de cupru în fontele cenușii de a doua fuziune conduce la efecte similare alierii acestor fonte cu cupru și crom , cu cupru și molibden ( respectiv cu cupru , crom și molibden ) , dar la concentrații mai reduse și fără să se facă simțit efectul durificator . Aceste rezultate determină o îmbunătățire a tuturor caracteristicilor acestor fonte conducând la obținerea unor rezistențe la rupere la tracțiune ridicate împreună cu o bună prelucrabilitate a pieselor turnate .

## 6.4. PRELUCRABILITATEA PIESELOR TURNATE DIN FONTĂ CENUȘIE .

Prelucrabilitatea prin așchiere a pieselor turnate din fontă cenușie de a doua fuziune elaborată în cuptorul electric cu inducție , are o importanță deosebită din punct de vedere economic , deoarece valoarea ei influențează costul piesei brut turnate, piesei finite , precum și din punct de vedere tehnologic , deoarece influențează calitatea suprafeței . Calitatea suprafeței pieselor , respectiv microgeometria suprafeței are o pondere ridicată în valoarea rezistenței la oboseală a pieselor turnate din fontă cenușie , în exploatare .

Prelucrabilitatea prin așchiere poate fi apreciată după viteza admisibilă de așchiere , durabilitatea sculei așchietoare sau calitatea suprafeței după prelucrare sau după indicele de prelucrabilitate ( raportul dintre prelucrabilitatea aliajului studiat și cea a unui aliaj de referință ) .

Aprecierea prelucrabilității este însă , în cele mai multe cazuri relativă , deoarece utilizarea diferitelor metode de apreciere poate să conducă la rezultate contradictorii [ 58 ] .

Având în vedere aspectele legate de aprecierea prelucrabilității , în cazul nostru, în care pisele turnate din fontă cenușie de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice ( elaborată în cuptorul electric cu arc , bazic ) în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă , prelucrabilitatea este apreciată prin viteza economică de așchiere, corespunzătoare unei durabilități a cuțitului de 60 minute pentru un regim de așchiere.

Indiferent de modalitatea de apreciere a prelucrabilității , valoarea acesteia este determinată de structura pieselor turnate , adică de masa metalică de bază și de forma, mărimea și cantitatea de grafit din structură .

Grafitul este constituenții moale și lubrefiant care conferă fontelor cenușii avantaje specifice legate de rezistența la uzură prin frecare și în special , de prelucrabilitatea lor ridicată chiar fără lichid de tăiere . Grafitul determină fragmentarea așchiilor și posibilitatea obținerii unor așchii scurte care contribuie la micșorarea efortului de tăiere și forfecare și la folosirea , în consecință , a unor viteze mari de așchiere , la aceeași duritate .

Influența grafitului asupra prelucrabilității poate fi tratată din punctul de vedere al uzurii sculei sau al calității suprafeței . Este evident că la creșterea cantității totale de grafit , uzura sculei scade pentru un același volum de șpan îndepărtat .

Dintre constituenții metalografici , cel mai prelucrabil este ferita , cu excepția cazului în care fonta este aliată .

Carburile libere , inclusiv cementita liberă , din structura fontelor cenușii (constituenți duri și abrazivi) au o influență negativă asupra prelucrabilității , ca de altfel și prezența eutecticii fosforos [ 79 ] .

De asemenea , defectele de orice fel ( incluziuni , goluri , pete dure ) afectează substanțial prelucrabilitatea .

Structurile omogene , ca sorbita sau perlita globulară , au prelucrabilitate ceva mai scăzută decât perlita lamelară [ 79 ] .

În cazul fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese , obținute prin retopirea fontelor brute de furnal în cuptorul electric cu inducție , aprecierea

prelucrabilității fiind făcută prin aprecierea vitezei economice de așchiere corespunzând unei durabilități a cuțitului de 60 minute pentru regimul de așchiere , au rezultat valori ale prelucrabilității de 18...23 m/min pentru durități de 190...200 HB și de 15...20 m/min , pentru durități de 220...240 HB [ 58 ] . Aceste valori ale prelucrabilității sunt în concordanță cu relația :

$$v_{60} = 0,00202 \cdot HB^2 - 1,08 \cdot HB + 156 \quad [58] \quad ( 6.5 )$$

Pentru determinarea experimentală a prelucrabilității pieselor turnate din fontă cenușie de a doua fuziune , elaborată în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă , prin retopirea fontelor sintetice și după corectarea compoziției chimice , s-au utilizat bare turnate de  $\phi 30 \dots \phi 100 \times 250$  mm , în forme din amestec de formare uscat, din toate sortimentele de fonte analizate pe parcursul lucrării , respectiv din fonte cenușii nealiat și aliat pornind de la sorturile de fonte sintetice netratate și tratate în stare lichidă .

În urma analizării acestor valori ale prelucrabilității , se observă că datorită gradului de puritate ridicat al fontelor sintetice ( în special cele tratate ) , fontele cenușii rezultate , prezintă valori foarte apropiate pentru toate cele opt sorturi de șarje utilizate pentru experimentări .

Valori maxime se obțin , totuși în cazul fontelor cenușii de a doua fuziune rezultate din retopirea fontelor sintetice în care s-a introdus silico-calcium și aluminiu și care au fost supuse barbotării cu argon , în stare lichidă . În aceste condiții , în tabelul 6.13 se prezintă valorile limită ale prelucrabilității pentru aceste fonte cenușii.

Tabelul 6.13.

Prelucrabilitatea fontelor cenușii de a doua fuziune rezultate prin retopirea fontelor sintetice și corectarea compoziției chimice , în cuptorul electric cu inducție,  $v_{60}$ , [ m/min ] .

Nr. crt.	Sorturile de fontă	Prelucrabilitatea
1.	Fc 200	24,5...19,0
2.	Fc 200 micraliată cu Cu	19,5...15,5
3.	Fc 200 microaliată cu Cu și Cr	18,5...11,5
4.	Fc 200 microaliată cu Cu , Cr și Mo	12,5...11,5
5.	Fc 200 microaliată cu Cu , V și Ti	18,5...14,5
6.	Fc 200 microaliată cu Cu , V , Sn și B	21,5...16,5
7.	Fc 250	17,0...12,5
8.	Fc 250 microaliată cu Cu și Mo	12,5...11,5
9.	Fc 250 microaliată Cu Ni , Cu , Cr și Mo	17,5...13,5

La aceleași clase de durități există foarte mici diferențe între valorile prelucrabilității prin așchiere,  $v_{60}$ , obținute pentru fontele cenușii de a doua fuziune elaborate în cuptorul electric cu inducție din fontele brute de furnal, respectiv, din fontele sintetice, respectându-se în proporție de 90...95 %, relația de interdependență ( 6.5 ).

Ceea ce este semnificativ de menționat, este prelucrabilitatea destul de ridicată a fontelor Fc 200 microaliate cu cupru și cu impurități de vanadiu, staniu și bor, aproape egală cu cea a fontelor Fc 200 nealiate sau chiar microaliate cu cupru. Prezența cuprului are un efect de mărire a compactității pieselor turnate, alături de impurități de staniu care uniformizează și finisează structura fontelor cenușii, de vanadiu, care mărește gradul de dispersie al fontelor cenușii și de bor, care în cazul fontelor modificate determină obținerea unui grafit lamelar modificat cu caracteristici asemănătoare grafitului vermicular, sunt de fapt factorii care generează obținerea unor prelucrabilități foarte ridicate a pieselor turnate.

Prezența cromului și molibdenului, atât în fontele Fc 200 cât și în fontele Fc 250, conduce la o oarecare scădere a prelucrabilității, chiar dacă se adaugă împreună cu cuprul, datorită efectului de călibritate indus fontelor, efect ce conduce la o ușoară creștere a conținutului de cementită ( din perlită ).

Adăosul de nichel, împreună cu cupru, crom și molibden în fontele Fc 250, determină o valoare destul de bună a prelucrabilității, la valori destul de ridicate de duritate, ca urmare a finisării structurii și împiedicării apariției eutecticului fosforos în structura fontelor ce conțin mai mult fosfor în compoziție. La aceste conținuturi de elemente aliene, probabilitatea de apariție a unor cantități semnificative de carburi ( în mod special, în cazul cromului ) este destul de redusă. Nu putem omite faptul că fontele cenușii rezultate din fontele brute de furnal au o structură metalografică caracterizată de o masă metalică de bază de 50...70 % perlită, iar restul din ferită, pe când fontele cenușii rezultate din fontele sintetice au o masă metalică de bază preponderent perlitică ( 85...95 % perlită ).

Deci, după cum se observă, prelucrabilitatea fontelor cenușii analizate, apreciată prin viteza economică de așchiere corespunzătoare unei durabilități a sculei de așchiere de 60 minute, este destul de bună, fiind determinată de structura acestor fonte, respectiv de masa metalică de bază perlitică cu un grad de dispersie destul de ridicat ( lamele fine de cementită ), structură omogenă și uniformă pe grosimea de perete a pieselor turnate.

Prezența unor cantități infime de carbură de vanadiu în structură, nu numai că nu conduce la înrăutățirea prelucrabilității fontelor cenușii, ci la o îmbunătățire, prin împiedicarea separării grafitului sub formă de rețea, dar conduce în același timp la obținerea unor separări uniform distribuite în masa metalică de bază a grafitului lamelar modificat. Dar separările de grafit fiind caracterizate de aceeași parametri, în cazurile analizate ( forma, cantitatea, repartiția ) influențează mai puțin prelucrabilitatea apreciată prin parametrul  $v_{60}$ .

Conform opiniei unor specialiști [ 58 ], [ 60 ], fontele cu grafit lamelar, prezintă o prelucrabilitate mai bună decât celelalte fonte cenușii modificate ( cu grafit vermicular, cu grafit nodular ).

Forma grafitului determină mărimea rugozității suprafețelor prelucrate,  $R$ . Astfel, fontele cenușii obținute din retopirea fontelor sintetice, prezintă o rugozitate aparentă,  $R_{\alpha}$ , de 4,5...6,0  $\mu\text{m}$ . Rugozitatea suprafețelor este determinată, însă,

În proporție foarte mare, de masa metalică de bază , care este preponderent perlitică.

Grafitul lamelar modificat din fontele cenușii analizate , are o acțiune pozitivă asupra prelucrabilității , deoarece asigură fragmentarea așchiilor dând posibilitatea obținerii unor așchii scurte , micșorează microduritatea fontelor și îmbunătățește condițiile de lubrefiere . Toate aceste rezultate determinate de grafit , sunt cauzate de forma modificată a separărilor , de cantitatea lor și de repartiția lor uniformă în structură .

Coroborând valorile rugozității obținute cu cele ale prelucrabilității , se poate concluziona că pentru obținerea unor suprafețe prelucrate fine ale pieselor turnate, este necesar să se obțină o cantitate mai mică de grafit și o finisare cât mai avansată a acestuia , rezultate ce se obțin la fontele cenușii de a doua fuziune rezultate din fontele sintetice .

## CAPITOLUL VII . MODIFICAREA FONTELOR CENUȘII HIPOEUTECTICE .

### 7.1. PROBLEME GENERALE PRIVIND MODIFICAREA FONTELOR CENUȘII .

Pornind de la premiza că fontele sintetice pot fi utilizate la obținerea la fontelor cenușii turnate în piese de performanță (cămăși cilindru pentru motoare cu ardere internă, în mod special) și având în vedere că se urmărește să se folosească integral posibilitățile pe care le oferă utilizarea fontelor de înaltă puritate (fontele sintetice) elaborate în cuptorul electric bazic cu arc și, că tehnologia de modificare, respectiv cantitățile de modificador utilizate nu măresc substanțial costurile de producție la obținerea fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese, se încearcă modificarea grafitului lamelar în vederea îmbunătățirii proprietăților mecanice și de turnare, utilizând următoarele substanțe :

a. FeSiAlSrCa ( Superseed ) : Si = 75 % ; Al = 0,1...2,5 % ; Sr = 0,6...1 % ; Ca = max.0,1 % ; Fe = rest .

b. Mischmetall : Ce = 45...55 % ; La = 40...45 % ; Y = 2 % ; Fe = 2 % .

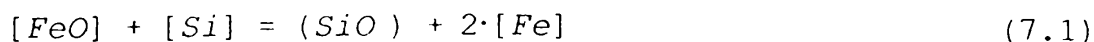
c. FeSiCaMgAl ( VP 311 ) : Si = 48...50 % ; Ca = 2...3 % ; Mg = 2,5 % ; Al = 1 % ; Fe = rest .

Menționăm că Superseed-ul este o substanță care a fost foarte puțin utilizată în modificarea fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese în țara noastră .

În baza datelor prezentate referitoare la compoziția chimică a modifcatorilor, vom analiza câteva aspecte legate de modul de acționare asupra fontelor tratate .

Astfel , în cazul utilizării modifcatorilor pe bază de siliciu sau care conțin o cantitate ridicată de siliciu în compoziția lor chimică , este favorizată formarea unor particule de SiO<sub>2</sub> ca rezultat al reacției dintre siliciu din modifcator și oxigenul din fonta lichidă .

Prin dizolvarea granulelor de FeSi în baia de fontă apar microzone mai bogate în siliciu față de concentrația lui medie . Reacția :



se desfășoară la temperaturi mai joase ( mai mici de 1400...1450° C ) considerate temperaturi critice pentru fontele tehnice . Formarea particulelor de SiO<sub>2</sub> favorizează germinarea epitaxială a grafitului [ 60 ] .

Prezența în compoziția chimică a substanțelor modifcatoare a siliciului , aluminiului și calciului determină formarea unor compuși complecși care pot juca rolul de suporturi pentru germinare grafitului ( de exemplu : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - SiO<sub>2</sub> - CaO ) . În baza acestor date se poate considera că elementele chimice , cum sunt : siliciul, aluminiul și calciul joacă un rol important în dezoxidarea fontei . În cazul nostru , în care conținutul de oxigen este foarte scăzut atât în fontele sintetice, cât și în fontele



cenușii de a doua fuziune rezultate prin retopirea lor , probabilitatea de apariție a acestor produși complecși este mai redusă și chiar dacă apar , ei sunt foarte dispersați în baia metalică .

Neutralizarea efectului negativ al sulfului prezent în fonte este caracterizată de un randament scăzut datorită conținutului redus de sulf din aceste fonte . Prin urmare , acțiunea magneziului este direcționată cu precădere în direcția modificării grafitului lamelar și mai puțin în direcția desulfurării fontei .

Elementul cel mai utilizat pentru obținerea modificării fontelor este magneziul. Magneziul introdus în fonta lichidă formează carburi a căror solubilitate este proporțională direct cu temperatura . În multe lucrări de specialitate [ 111 ] , [ 113 ] , [ 123 ] s-a menționat că a fost pusă în evidență prezența carburii de magneziu ,  $Mg_2C_3$  , în separările de grafit . Celelalte tipuri de carburi de magneziu ce se pot forma în baia metalică nu sunt stabile la temperaturile de elaborare și de supraîncălzire ale fontelor .

Atât aluminiul , cât și calciul pot forma carburi , dar produsele de reacție rezultate sunt instabile (  $SiC$  ,  $Al_4C_3$  ,  $CaC_2$  ) , dar din punct de vedere termodinamic, reacțiile de formare a acestor carburi sunt posibile .

Împreună cu siliciul prezent în fontă și în majoritatea modificatorilor , magneziul formează combinații de tipul  $Mg_2Si$  cu o temperatură de topire de  $1102^{\circ}C$ , superioară eutecticelor din sistemul Si - Mg ( care au temperatura de topire de  $638^{\circ}C$  și  $950^{\circ}C$  ) și a magneziului pur ( care are temperatura de topire de  $650^{\circ}C$  ), cu forțe de legătură scăzute ceea ce determină evaporarea magneziului din prealiagele pe bază de siliciu . Acest fenomen explică porozitatea modificatorului , precum și cauza legării numai a unei părți a magneziului în modificador ( activitate redusă a siliciului ) .

Așa cum am mai menționat , calciul prezent în compoziția chimică a modificatorilor formează atât cu siliciul ( de tipul  $CaSi$  ) , cât și cu magneziul ( de tipul  $Mg_2Ca$  care apar la temperaturi mai mici de  $714^{\circ}C$  ) care sunt deosebit de rezistente în comparație cu  $FeSi$  și  $Mg_2Si$  .

De asemenea , calciul micșorează legăturile magneziului cu siliciul determinând astfel o asimilare mai scăzută a elementului modificador ( magneziu ) .

La conținuturi mai mici de calciu ( sub 4 % ) , se realizează forțe mari de legătură a magneziului în modificador , micșorându-se astfel viteza de evaporare a acestuia .

Magneziul , principalul element modificador , este un element cu acțiune desulfurantă puternică chiar și la temperaturi ridicate [ 41 ] și cu o afinitate ridicată față de oxigen manifestând o capacitate dezoxidantă superioară altor elemente [ 14], [ 36 ] .

Aluminiul , ca element carburigen , nu influențează , practic , forma separărilor de grafit deși este un element puternic desulfurant și dezoxidant . În schimb , aluminiul mărește capacitatea fierului de umețare a grafitului , la temperaturi mai mari de  $1200^{\circ}C$  .

Prezența bariului în modificador , care are un efect similar aluminiului și calciului , determină însă și o majorare a efectului modificador [ 51 ] , [ 70 ] .

Stronțiul , din compoziția chimică a modificatorilor , pe lângă aspectele prezentate și în cazul celorlalte elemente chimice , prezintă un efect deosebit asupra structurii fontelor . Astfel stronțiul mărește gradul de subrăcire la cristalizarea fontelor acționând asupra tendinței de albire a fontelor determinată de apariția cementitei

libere în structură .

Elementele din grupa pământurilor rare ( PR ) introduse în fontă au o acțiune desulfurantă , dezoxidantă și de reducere a conținutului de gaze .

Fonta lichidă care conține ceriu și oxigen dizolvat , reprezintă un sistem în afară de echilibru , astfel că în condiții reale , practic tot ceriul se găsește legat în oxizi . O parte din oxizi sunt îndepărtați , o parte rămâne însă în fontă , jucând un rol important în procesul de cristalizare .

Ceriul are , de asemenea , capacitatea de a forma compuși stabili cu fierul , de tipul  $CeFe_3$  ,  $CeFe_2$  [ 15 ] , [ 41 ] .

Prezența carburii de ceriu ,  $CeC_2$  , în masa metalică a fontelor modificate , este semnalată în lucrarea [ 70 ] .

Elementele din grupa pământurilor rare măresc solubilitatea hidrogenului în fierul lichid similar altor elemente ( titan , tantal , mangan , niobiu ) . Atomii pământurilor rare formează cu hidrogenul compuși în interiorul cvasirețelei topiturii și a rețelelor cristaline a fazelor solide în fonta solidificată . Stabilitatea compușilor de acest tip crește cu scăderea temperaturii , ceea ce provoacă încetinirea micșorării solubilității hidrogenului în fonta lichidă în curs de solidificare . Experimental , s-a dovedit că adaosurile de PR în fonta lichidă nu determină practic micșorarea conținutului de hidrogen , ci fixarea acestuia în soluție , împiedicându-l să se separe sub formă de molecule .

Lantanul , prezent în grupa pământurilor rare , joacă un rol important în reducerea tendinței de albire a fontelor modificate cu aceste elemente [ 100 ] . Cu cât conținutul de lantan este mai ridicat , cu atât tendința de grafitizare este mai mare . Controlul lantanului în grupa pământurilor rare are un rol important în obținerea fontelor modificate , fără cementită liberă , la grosimi reduse de perete ale pieselor turnate . Modificatorii ce conțin pământuri rare , cu conținut ridicat de lantan și mai scăzut de ceriu , au o acțiune antigrafitizantă mai scăzută [ 60 ] .

Modificarea cu ceriu conduce la albirea fontei la conținuturi scăzute de siliciu . Ceriul determină producerea grafitului nodular în prezența unor conținuturi de magneziu sau în absența acestuia , în fontele hiperutectice , dar are un efect scăzut în cele hipoeutectice [ 60 ] .

Ytriuul reacționează intens cu oxigenul și sulful din fontă , a căror cantitate scade rapid la introducerea lui în fonta lichidă până la concentrații de 0,10...0,15% , după care dependența este scăzută [ 60 ] . Desulfurarea fontei cu ytriu atinge valori de 90...98 % , viteza de desulfurare fiind cu atât mai mare cu cât temperatura fontei lichide este mai ridicată .

## 7.2. TEHNOLOGIA DE MODIFICARE - REZULTATE EXPERIMENTALE .

Așa cum am menționat , se supune modificării o fontă cenușie hipoeutectică de a doua fuziune elaborată în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală bazică unde s-a utilizat o încărcătură metalică compusă numai din fontă sintetică obținută în cuptorul electric bazic cu arc .

Condițiile de modificare sunt prezentate în tabelul 7.1 , iar compoziția chimică a fontei cenușii supuse tratamentului de modificare cu Superseed și Mischmetall , este prezentată în tabelul 7.2.

Tabelul 7.1.

Condițiile de tratare a fontei cenușii cu substanțe modificatoare .

Temperatura de supraîncălzire , T [ °C ]	Temperatura de modificare , T [ °C ]	Temperatura de turnare , T [ °C ]	Granulația modificadorului [ mm ]
1530...1540	1460...1490	1400...1430	2...5

Tabelul 7.2.

Compoziția chimică a fontei cenușii tratată cu substanțe modificatoare, [ % ] .

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr
3,38	1,76	0,70	0,105	0,015	0,06	0,08

Cantitățile de modificali utilizate pentru tratarea fontei lichide au fost : 0,20%; 0,25 % ; 0,30 % MM , respectiv Superseed .

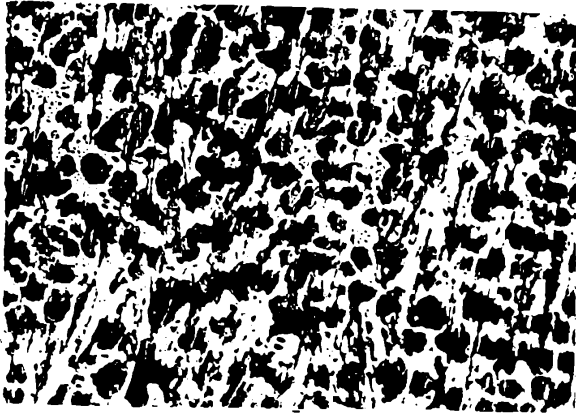
La adaosuri de 0,25 % și 0,30 % MM , se obține o fontă cu structură specifică fontelor albe , structură care nu ne interesează la piesele analizate ( fig. 7.1 ) .

Ca urmare , în tabelul 7.3 se prezintă încercările mecanice obținute pentru fontele cenușii de a doua fuziune elaborate prin retopirea fontelor sintetice și modificate cu MM , respectiv Superseed.

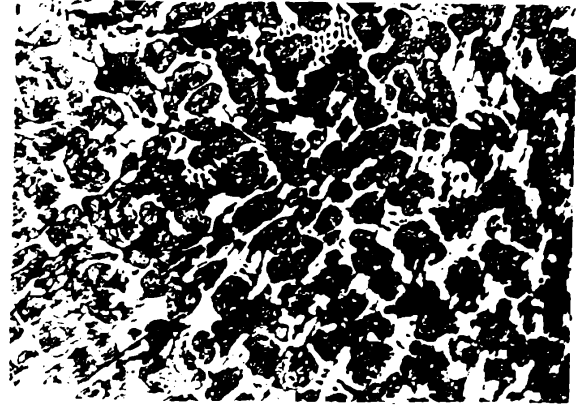
Tabelul 7.3.

Încercările mecanice ale fontelor cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor sintetice și modificate cu MM și Superseed .

Nr. crt.	Tipul de modif.	Cant. de modif. [ % ]	Încercările mecanice			
			R <sub>11</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>m</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	f , [mm]	Duritate [HB]
1	MM	0,20	480	260	13	193
2	SS	0,20	535	300	15	204
3	SS	0,25	565	285	17	201
4	SS	0,30	565	300	17	203



a.



b.

Fig. 7.1. Structura fontei hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice și tratată cu 0,25 % MM ( a ) și 0,30 % MM ( b ) : 100 : 1 ( atac nital 4 % ) .

Structurile metalografice fontelor cenușii modificate conform cantităților de modificatori specificate în tabelul 7.3, sunt prezentate în figurile 7.2...7.5.



a.



b.

Fig. 7.2. Structura fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice și modificată cu 0,20 % MM : a. 100 : 1 ; b. 1000 : 1 ( atac nital 4 % ) .



a.



b.

Fig. 7.3. Structura fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice și modificată cu 0,20 % Superseed : a. 100:1 ; b. 1000:1 ( atac nital 4 % ) .



a.



b.

Fig. 7.4. Structura fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice și modificată cu 0,25 % Superseed : a. 100:1 ; b. 1000:1 ( atac nital 4 % ) .



a.



b.

Fig. 7.5. Structura fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice și modificată cu 0,30 % Superseed : a. 100:1 ; b. 1000:1 ( atac nital 4 % ) .

Tabelul 7.4.

Caracteristicile metalografice ale fontelor cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținute prin retopirea fontei sintetice și modificate cu MM și Superseed .

Nr. crt.	Masa metalică de bază	Grad de dispersie al perlitei	Cant. de ferită , [%]	Tipul de grafit ISO 945 / 75	Supr. ocupată de sep. de grafit, [%]	Cant. de cem. liberă, [%]
M1	P	Pi 1,0	4	IA 4	7...8	7
M2	P	Pi 0,5	5...6	IA 4	7...8	4
M3	P	Pi 1,0	5...6	IA 4	7...8	4
M4	P	Pi 1,4	5...6	IA 4	7...8	5

Notă : IA 4 , reprezintă lungimea separărilor de grafit , egală cu 120...250  $\mu\text{m}$ ;

Pi - distanța între lamelele de cementită din perlită , respectiv 0,5 : 0,3...0,8  $\mu\text{m}$  ( lamele fine ) ; 1,0 : 0,8...1,3  $\mu\text{m}$  ( lamele subțiri ) ; 1,4 : 1,3...1,6  $\mu\text{m}$  ( lamele groase ) .

Modificarea fontelor cenușii cu elemente chimice din grupa pământurilor rare determină o tendință ridicată de albire a fontelor turnate în piese ceea ce impune aplicarea unei tehnologii eficiente de postmodificare cu FeSi 75 , în cantitate de 0,4%.

În piesele cu grosime mare de perete ( mai mare de 20 mm ) , postmodificarea poate avea un efect negativ , respectiv obținerea unei structuri neomogene , cu grafit nodular , vermicular și Chunky-grafit , datorită segregării ceriului și calciului pe secțiune . Dacă conținutul de elemente modificatoare este suficient de mare pentru formarea grafitului vermicular ( mai mari decât în cazurile analizate ) , în urma

postmodificării se mărește proporția de grafit nodular .În cazul în care elementele modificatoare sunt într-un domeniu de limită , postmodificarea cu FeSi 75 stimulează formarea grafitului lamelar .

Postmodificarea cu FeSi 75 asigură o scădere a tendinței de albire , astfel că la grosimi de perete mai mari de 20 mm pentru piesele turnate , cementita liberă dispare . Este indicat ca temperatura de postmodificare să fie de minim 1420° C .

Gradul de asimilare al elementelor din grupa pământurilor rare este direct determinată de către conținutul de sulf al fontei , ca și de temperatura de modificare.

Astfel , în tabelul 7.5 se prezintă compoziția chimică a fontei cenușii supusă modificării cu MM și postmodificării cu FeSi 75 , în tabelul 7.6 se prezintă încercările mecanice, în tabelul 7.7 , caracteristicile structurale specifice , iar în figurile 7.6...7.8, structurile metalografice ale fontelor cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontei sintetice , modificată cu MM și postmodificată cu FeSi .

Tabelul 7.5.

Compoziția chimică a fontei cenușii supusă modificării cu MM și postmodificării cu FeSi 75 [ % ] .

C	Si	Mn	P	S	Cu	V	Ti
2,97	1,06	0,59	0,412	0,015	0,09	0,10	0,03

Tabelul 7.6.

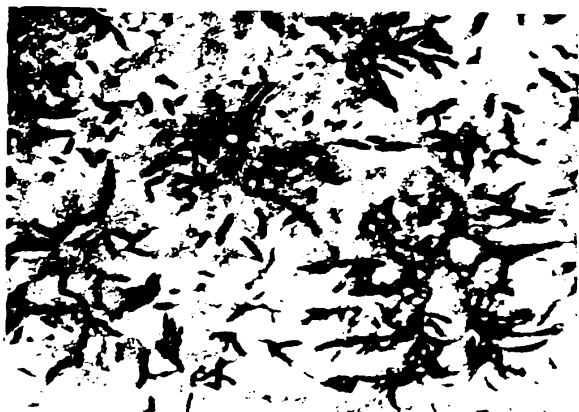
Încercările mecanice ale fontelor cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținute prin retopirea fontei sintetice , modificate cu MM și post modificate cu FeSi 75.

Nr. crt.	Cant. de modificador	Încercările mecanice			
		R <sub>i</sub> , [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>m</sub> ,[N/mm <sup>2</sup> ]	f , [mm]	HB
5	0,20	395	310	8	209
6	0,25	510	255	10	197
7	0,30	455	295	7	203

Tabelul 7.7.

Caracteristicile structurale ale fontelor cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținute prin retopirea fontei sintetice , modificate cu MM și postmodificate cu FeSi 75 .

Nr. crt.	Masa metalică de bază	Grad de dispersie al perlitei	Cant. de ferită, [%]	Tipul de grafit ISO 945 / 75	Supr. ocupată de sep. de grafit, [%]	Cant. de cem. liberă, [%]
5	P	Pi 1,0	3	IA 4	4...5	4
6	P	Pi 1,4	2	IA 4	4...5	2
7	P	Pi 1,4	2	IA 4	5...6	2



a.

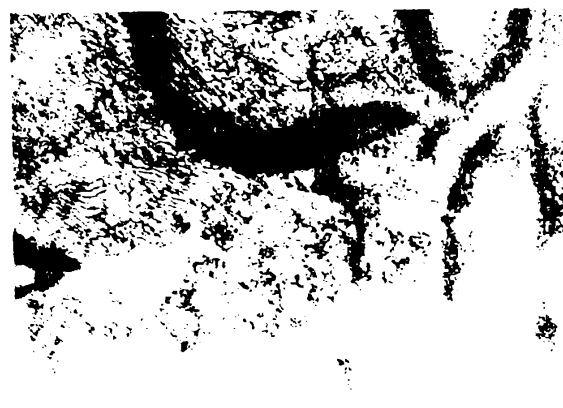


b.

Fig. 7.6. Structura fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice , modificată cu 0,20 % MM și postmodificată cu 0,40 % FeSi 75 : a. 100 : 1 ; b. 1000 : 1 ( atac nital 4 % ).



a.



b.

Fig. 7.7. Structura fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice , modificată cu 0,25 % MM și postmodificată cu 0,4 % FeSi 75 : a. 100 : 1 ; b. 1000 : 1 ( atac nital 4 % ) .





a.



b.

Fig. 7.8. Structura fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice , modificată cu 0,30 % MM și postmodificată cu 0,40 % FeSi : a. 100 : 1 ; b. 1000 : 1 ( atac nital 4 % ) .

La tratarea aceleași fonte cenușii concomitent cu 0,20 % MM și 0,20 % Superseed se obțin caracteristici mecanice mult mai mici ( tabelul 7.8 ) pe fondul unei structuri metalografice caracterizată de o cantitate ridicată de cementită liberă ( tabelul 7.9, figura 7.9 ) ( fenomen determinat de acțiunea puternic antigrafizantă a elementelor din grupa PR ) .

Tabelul 7.8.

Încercările mecanice ale fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice și tratată cu 0,20 % MM și 0,20 % Superseed.

Nr. crt.	Încercări mecanice			
	$R_i$ , [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ , [N/mm <sup>2</sup> ]	f, [mm]	HB
8	370	215	6	285

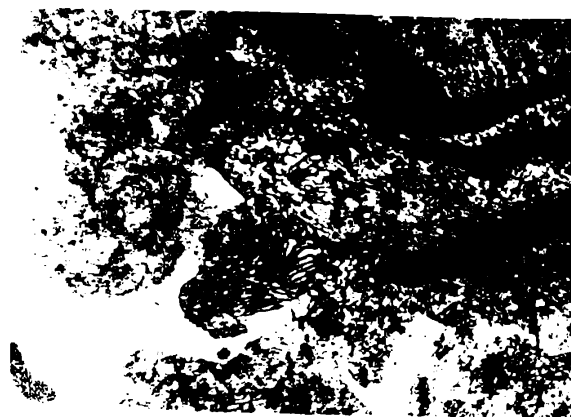
Tabelul 7.9.

Caracteristicile structurale ale fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice și tratată cu 0,20 % MM și 0,20 % Superseed .

Nr. crt.	Masa metalică de bază	Grad de dispersie al perlitei	Cant de ferită , [%]	Tipul de grafit ISO 945/75	Supr. ocupată de sep. de grafit, [%]	Cant. de cem. liberă , [%]
8	P	Pi 1,4	2	IA4 (interden dritic)	5...6	8...9



a.



b.

Fig. 7.9. Structura fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice și modificată cu 0,20 % MM și 0,20 % Superseed : a. 100:1 ; b. 1000 : 1 ( atac nital 4 % ) .

În vederea urmăririi modului în care acționează modificatorii asupra formei și repartiției grafitului în diferitele zone ale pieselor turnate și la grosimi diferite ale peretelui pisei turnate din fontele cenușii de a doua fuziune , s-au efectuat încercări experimentale pe probe prelevate din diferite zone ale unor piese turnate obținute din fonte cenușii modificate cu Superseed și VP 311 cu grosimea de perete a piesei brut turnate cuprinsă între 60 și 80 mm de forma unei bucșe cu înălțimea de 2000 mm.

Piesa turnată a fost obținută într-o formă temporară din amestec de formare realizat din nisip cuarțos de Aghireș și rășină furanică , ca liant . În vederea asigurării unor condiții uniforme de răcire a piesei turnate , forma de turnare are grosimile de perete uniforme pe toate direcțiile .

Parametri modificării sunt prezentați în tabelul 7.10 .

Tabelul 7.10.

Parametrii modificării fontei cenușii turnate în piese.

Temperatura de supraîncălzire , T [ °C ]	Temperatura de deșarjare , T [ °C ]	Temperatura de modificare și turnare , T [ °C ]
1540	1500	1460...1480

Pentru modificare s-au utilizat cei doi modificatori menționați , specificându-se faptul că modificatorul VP 311 a fost utilizat până acum numai pentru tratarea fontelor cenușii de a doua fuziune obținute prin retopirea fontelor brute de furnal pentru turnătorie ( în cuptoare electrice cu inducție ) și Superseed , un modificator neutilizat până acum la noi în țară . Analiza efectelor acestor modificatori s-a bazat pe tratarea fontelor cenușii de a doua fuziune obținute în cuptorul electric cu inducție . prin retopirea fontei sintetice ( elaborată în cuptorul electric bazic cu arc ) .

Cantitatea de modificatori utilizată este de 0,30 % , raportată la cantitatea de fontă lichidă tratată.

Compoziția chimică fontei lichide , înainte de modificare este prezentată în

tabelul 7.11 , iar cea rezultată din piesă este prezentată în tabelul 7.12 .

Așa cum s-a menționat anterior , s-au utilizat și unele elemente de aliere care nu au fost utilizate până acum în microalierea fontelor cenușii modificate , rezultatele obținute pentru aceste fonte fiind prezentate în tabele 7.13 și 7.14 și figurile 7.10 și 7.11 , pentru structurile metalografice , comparativ cu cele specifice fontei rezultate prin retopirea fontei brute de furnal , tratată și turnată în aceeași piesă.

Tabelul 7.11.

Compoziția chimică a fontei lichide , înainte de modificare , [ % ] .

C	Si	Mn	P	S	Cu	V	Sn	B
3,13	1,10	0,71	0,290	0,034	1,46	0,04	0,07	0,023

Tabelul 7.12.

Compoziția chimică a fontei cenușii modificată și turnată în piesă , [ % ] .

C	Si	Mn	P	S	Cu	V	Sn	B
2,90	1,51	0,78	0,310	0,040	1,49	0,05	0,08	0,03

Tabelul 7.13.

Valorile încercărilor mecanice rezultate în cazul fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice în cuptorul electric cu inducție , modificată cu VP 311 și turnată în piesă .

$R_i$ , [ N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [ N/mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]	$A_5$ , [ % ]
525...565	265...290	182...197	0,6...1,0



a.



b.

Fig. 7.10. Aspectul grafitului fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice , modificată cu VP 311 și turnată în piesă : a. probă prelevată din partea superioară a piesei ; b. probă prelevată din partea inferioară a piesei ; 100 : 1 ( atac nital 4 % ) .

Suprafața ocupată de separările de grafit lamelar modificat de tip IA 4 este de 4...5 % , iar cantitatea de cementită liberă se situează în limitele de 3...4 % , valori comparabile , aproape egale , cu cazurile anterioare, când s-a analizat structura acestor fonte obținută pe probe brut turnate . Aceste separări de grafit nu diferă pe diferitele zone ale piesei brut turnate sau ale peretelui acesteia .

Tabelul 7.14.

Valorile încercărilor mecanice rezultate în cazul fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice în cuptorul electric cu inducție, modificată cu Superseed și turnată în piesă .

$R_i$ , [ N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ , [ N/mm <sup>2</sup> ]	Duritate , [ HB ]	$A_5$ , [ % ]
545...570	285...305	197...210	0,6...0,9



a.

b.

Fig. 7.11. Aspectul grafitului fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei sintetice , modificată cu Superseed și turnată în piesă: a. probă prelevată de la partea superioară a piesei ; b. probă prelevată de la partea inferioară a piesei ; 100 : 1 ( atac nital 4 % ) .

Structura metalografică este caracterizată și în acest caz de un grafit lamelar modificat de tip IA 4 ce ocupă o suprafață de 5...6 % și de separări de cementită liberă în proporție de 3...5 % .

În ambele cazuri , masa metalică de bază este preponderent perlitică .

Analiza comparativă a datelor obținute ne relevă faptul că în cazul utilizării Superseed-ului , ca modificador , se obțin valori ușor mai mari ale durității și ale rezistenței la rupere la tracțiune, pe fondul unor separări foarte puțin mai ridicate decât în cazul utilizării modificadorului VP 311 ( cu 1 % ) .

Ceea ce se poate concluziona este că cele două substanțe modificatoare determină obținerea unor valori ale încercărilor mecanice uniforme pe secțiunea peretelui piesei turnate și pe înălțimea acesteia fiind încadrate în limite destul de restrânse și aproape aceleași în cele două cazuri

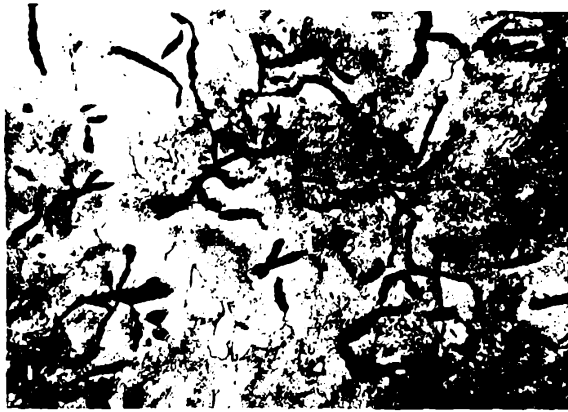


Fig. 7.12. Aspectul grafitului fontei cenușii hipoeutectice de a doua fuziune obținută prin retopirea fontei brute de furnal și modificată cu VP 311 , turnată în piesă:100 : 1 ( atac nital 4 % ) .

La modificarea fontelor cenușii hipoeutectice obținute prin retopirea în cuptorul electric cu inducție a fontelor de înaltă puritate elaborate în cuptorul electric bazic cu arc , se obțin o serie de rezultate care pun în evidență caracterul ereditat al fontelor.

Astfel , la modificarea cu cantități mai mari de 0,20 % MM , se obțin structuri de fontă albă , structură de fontă cenușie modificată obținându-se numai la adaosuri de MM de maxim 0,20 % .

Dacă însă la adaosuri de MM de 0,20...0,30 % se adaugă 0,50 % FeSi 75 , atunci și în cazul fontelor hipoeutectice analizate se obține grafit lamelar modificat.

În cazul tratării fontelor hipoeutectice cu Superseed ( 0,20...0,30 % ) se observă că se obțin structuri de fontă cenușie cu grafit lamelar modificat , separările de grafit lamelar modificat fiind caracterizate de valori dimensionale apropiate , uniform distribuite în masa metalică de bază.

În toate cazurile însă se observă că se obține în structură cementită liberă (2...7 % ) , cea mai mare cantitate obținându-se în cazul adaosului de 0,20 % MM . Cantități mari de cementită liberă se obțin și în cazul adaosului de Superseed , de 4...5 % . Aceste valori sunt determinate de tendința de albire pe care o manifestă fontele tratate cu MM și Superseed datorită conținuturilor de elemente chimice ale acestor substanțe modificatoare , dar cea mai mare influență o prezintă utilizarea fontelor sintetice în încărcătura metalică a cuptorului electric cu inducție .

La încercarea de a adăuga în fonta lichidă atât MM ( 0,20 % ) și Superseed ( 0,20 % ) se observă o creștere a cantității de cementită liberă în structură de până la 9 % ca urmare a influenței factorilor menționați anterior și anume , influența elementelor chimice din grupa pământurilor rare , care determină apariția cementitei libere .

Menționăm că la valori ale lungimii separărilor de grafit de 120...250  $\mu\text{m}$  , se poate afirma cu certitudine că se obține un grafit lamelar modificat .

Analizând influența comparativă a celor două substanțe modificatoare asupra fontelor cenușii turnate în piese sub forma unei bucușe , modul cum variază structura în funcție de grosimea de perete a piesei turnate precum și pe înălțimea acestei piese , putem concluziona că nu se obțin diferențe esențiale în ceea ce privește structura obținută , dar mai ales din punct de vedere al separărilor de grafit obținute.

Singura mică neconcordanță se observă în cazul separărilor de cementită liberă, fiind mai mare cu 1...2 % la modificarea cu Superseed .

Se observă că la modificarea cu Superseed a fontelor , separările de grafit lamelar modificat prezintă o ușoară tendință de aglomerare în rozetă sau interdendritică.

Suprafețele ocupate de separările de grafit lamelar modificat sunt destul de reduse , fiind de maxim 6 % , constatându-se că în cele două cazuri există diferențe foarte mici ( de maxim 1 % ) . Deci , cantitatea de carbon liber este determinată de caracterul fontelor sintetice , fiind destul de mică.

Masa metalică de bază a acestor fonte cenușii este perlitică , ferita fiind prezentă în concentrații foarte reduse . Caracterul puternic perlitic al structurii acestor fonte cenușii este determinat de constituienții fontelor sintetice ( perlită și cementită ) .

Gradul de dispersie al perlitei fontelor cenușii hipoeutectice de a doua fuziune modificate , realizate prin retopirea fontelor sintetice nu prezintă modificări majore față de cazurile prezentate în această lucrare .

Având în vedere că la elaborarea acestor șarje de fonte cenușii se pornește și de la asimilarea unor noi compoziții chimice pentru turnarea unor piese pentru motoare cu ardere internă apropiate de cele ale fontelor Fc 200...Fc 250 , dar cu conținuturi de vanadiu , staniu , bor , titan , se observă că prin modificarea lor se realizează majorări ale valorilor rezistenței la rupere la tracțiune , rezistenței la încovoire și scăderi ale durității .

Ținând cont că prin simpla retopire a fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție în vederea obținerii fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese se obțin valori ale durității destul de ridicate , putem concluziona că tratamentul de modificare aplicat acestor fonte conduce la o ameliorare a caracteristicilor mecanice ( scăderea durității , creșterea rezistenței la rupere la tracțiune și a rezistenței la încovoire , pe fondul unei structuri omogene ) .

## CAPITOLUL VIII . MODELAREA MATEMATICĂ , ÎN SISTEMUL MATHCAD 5.0 , A INFLUENȚEI COMPOZIȚIEI CHIMICE ȘI A CONDIȚIILOR DE TURNARE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR FONTELOR SINTETICE ȘI RETOPITE .

Acest capitol analizează influența compoziției chimice , prin elementele chimice: carbon , siliciu și mangan și condițiile de turnare : temperatura de turnare , durata de supraîncălzire și temperatura de supraîncălzire , asupra proprietăților de turnare exprimate prin fluiditate , volum de retasură , proprietăților mecanice : rezistența la rupere la tracțiune , duritatea și conținutului de gaze ( hidrogen , azot , oxigen ) , în cazul fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic cu arc și a fontelor sintetice retopite în cuptorul electric cu inducție cu cătușeală acidă .

Modelul matematic aplicat în vederea efectuării acestei analize în sistemul Mathcad 5 , pe calculator , în vederea stabilirii unor interacțiuni și interferențe a factorilor enumerați , s-a aplicat pentru cele opt tipuri de șarje tipice urmărite pe parcursul lucrării . În vederea obținerii unor rezultate cât mai concludente , în conformitate și cu rezultatele experimentale practice , s-a apelat la modelarea matematică a interdependențelor menționate pe baza parametrilor stabiliți .

### 8.1. MODELUL MATEMATIC .

S-a utilizat un model matematic liniar , de tipul :

$$y_n = \sum_{i=1}^n b_{ij} \cdot x_n \quad (8.1)$$

unde :  $y_n$  reprezintă parametrii dependenți ;

$b_{ij}$  - coeficienții de regresie ;

$x_n$  - coeficienții independenți ( condițiile experimentale ) .

Coeficienții de regresie se determină cu formula :

$$b_{i,j} = \frac{\sum_{i=1}^n x_{i,n} \cdot y_n}{\sum_{i=1}^n (x_{i,n})^2} \quad (8.2)$$

Valoarea parametrilor independenți se stabilește conform relației :

$$x_{i,n} = \frac{x_n - x_0}{\Delta x} \quad (8.3)$$

unde :  $x_n$  reprezintă valoarea experimentală a coeficienților independenți ;  
 $x_0$  - valoarea de bază a coeficienților independenți ( nivel " 0 " ) ;  
 $\Delta x$  - interval de variație .

Variabilele independente ale modelului matematic propus sunt :

- conținutul de carbon ,  $x_1$  ;
- conținutul de siliciu ,  $x_2$  ;
- conținutul de mangan ,  $x_3$  ;
- temperatura de turnare ,  $x_4$  ;
- timpul de supraîncălzire ,  $x_5$  ;
- temperatura de supraîncălzire ,  $x_6$  ,

iar variabilele dependente , sunt :

- fluiditatea ,  $y_1$  ;
- volumul de retasură ,  $y_2$  ;
- conținutul de hidrogen ,  $y_3$  ;
- conținutul de azot ,  $y_4$  ;
- conținutul de oxigen ,  $y_5$  ;
- duritatea Rockwell ,  $y_6$  ;
- rezistența la rupere la tracțiune ,  $y_7$  .

Pentru a se evidenția gradul de influență , evoluția fiind liniară , s-a calculat "panta" dreptelor :

$$m = \operatorname{tg} \alpha = \frac{y - y_0}{x - x_0} \quad (8.4)$$

stabilindu-se un punctaj , după cum urmează :

- pentru unghiuri  $\alpha < 5^\circ$  - influență nesemnificativă ;
- pentru unghiuri  $5^\circ < \alpha < 15^\circ$  - influență semnificativă ;
- pentru unghiuri  $15^\circ < \alpha < 60^\circ$  - influență puternică ;
- pentru unghiuri  $60^\circ < \alpha < 90^\circ$  - influență majoră .



## 8.2. FONTE SINTETICE .

Matricea experimentală :

$$x := \begin{bmatrix} 1 & -1 & -1 & -1 & -1 & -1 & -1 \\ 1 & 1 & -1 & 1 & -1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & -1 & -1 & 1 & 1 & -1 \\ 1 & -1 & 1 & 1 & -1 & 1 & -1 \\ 1 & -1 & 1 & -1 & 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 & -1 & -1 & 1 & 1 \\ 1 & -1 & -1 & 1 & 1 & 1 & 1 \end{bmatrix} \quad y := \begin{bmatrix} 410 & 4.5 & 2.1 & 0.0068 & 0.12 & 53 & 18 \\ 420 & 5.0 & 2.0 & 0.0064 & 0.08 & 53 & 10 \\ 430 & 5.0 & 1.9 & 0.0063 & 0.07 & 54 & 8 \\ 440 & 5.5 & 1.9 & 0.0060 & 0.06 & 55 & 5 \\ 450 & 5.5 & 1.8 & 0.0062 & 0.04 & 53 & 0 \\ 460 & 6.0 & 1.9 & 0.0061 & 0.05 & 56 & 0 \\ 450 & 6.5 & 1.8 & 0.0060 & 0.04 & 56 & 0 \\ 470 & 7.0 & 1.8 & 0.0060 & 0.04 & 57 & 0 \end{bmatrix}$$

Datele inițiale și nivelele de variație :

$$x1 := \begin{bmatrix} 1 & 3.9 & 0.46 & 0.23 & 1380 & 16 & 1560 \\ 1 & 3.6 & 0.26 & 0.17 & 1370 & 13 & 1550 \\ 1 & 3.3 & 0.06 & 0.10 & 1360 & 10 & 1540 \\ 0 & 0.3 & 0.2 & 0.07 & 10 & 3 & 10 \end{bmatrix}$$

$$i := 0.. \text{cols}(y) - 1 \quad j := 0.. \text{cols}(x) - 1$$

Determinarea coeficienților de regresie :

$$b1_i = \frac{\sum_{k=0}^{\text{rows}(x)-1} (x_{k,0})^2}{\sum_{k=0}^{\text{rows}(x)-1} (x_{k,j} \cdot y_{k,i})} \quad b_{i,j} = \frac{\sum_{k=0}^{\text{rows}(x)-1} (x_{k,j} \cdot y_{k,i})}{b1_i}$$

ε

$$b1 = \begin{bmatrix} 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \end{bmatrix} \quad b = \begin{bmatrix} 441.25 & -1.25 & 8.75 & 6.25 & 11.25 & 6.25 & 6.25 \\ 5.625 & 0 & 0.25 & 0.25 & 0.25 & 0.375 & 0.375 \\ 1.9 & 0 & -0.05 & 0 & -0.05 & -0.05 & -0.05 \\ 0.006 & -2.5 \cdot 10^{-5} & -1.5 \cdot 10^{-4} & -1 \cdot 10^{-4} & -7.5 \cdot 10^{-5} & -1.5 \cdot 10^{-4} & -7.5 \cdot 10^{-5} \\ 0.062 & 0.002 & -0.015 & -0.005 & 0.012 & 0.01 & -0.012 \\ 54.625 & 0.125 & 0.375 & 0.625 & 0.375 & 0.875 & 0.125 \\ 5.125 & -0.625 & -3.875 & -1.375 & -3.125 & 1.875 & 2.625 \end{bmatrix}$$

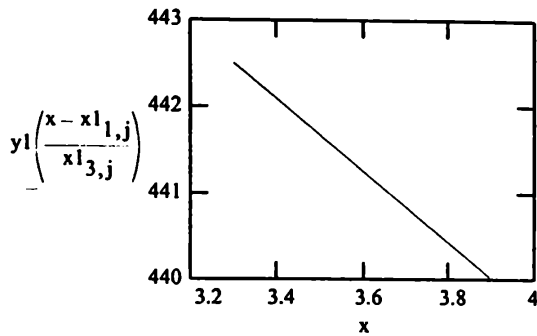
### 8.2.1. Influența compoziției chimice a. Influența carbonului

$$j = 1$$

$i = 1$

$$y1(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$



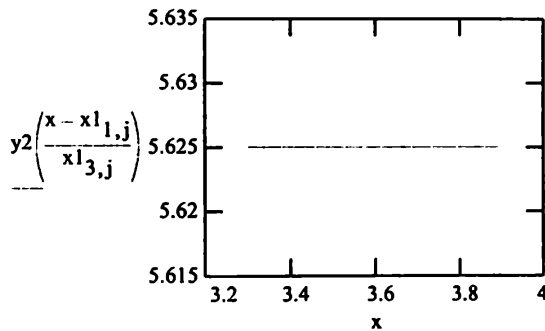
$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y1 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y1 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -76.504 \quad (\text{Influenta majora negativa})$$

$i = 2$

$$y2(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$



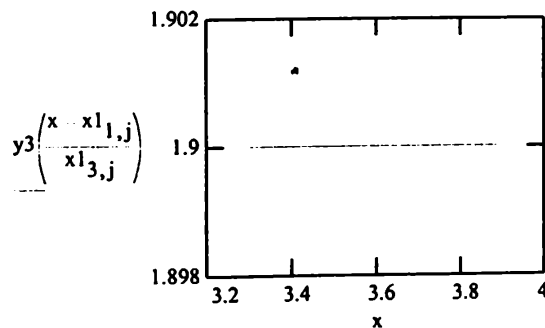
$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y2 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y2 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 0 \quad (\text{Influenta ne semnificativa})$$

$i = 3$

$$y3(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$



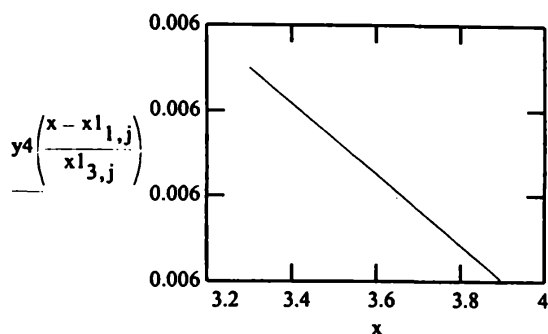
$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y3 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y3 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 0 \quad (\text{Influenta ne semnificativa})$$

$i = 4$

$$y4(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$



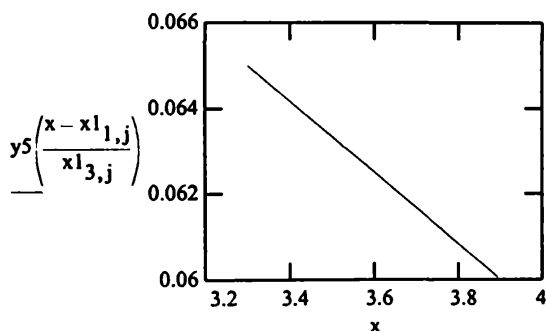
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y4 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y4 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.005$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 5$

$$y5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$



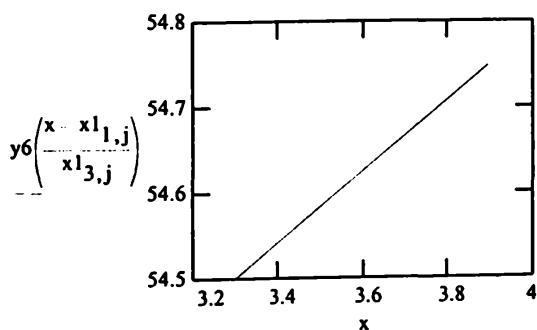
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y5 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y5 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.477$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 6$

$$y6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$

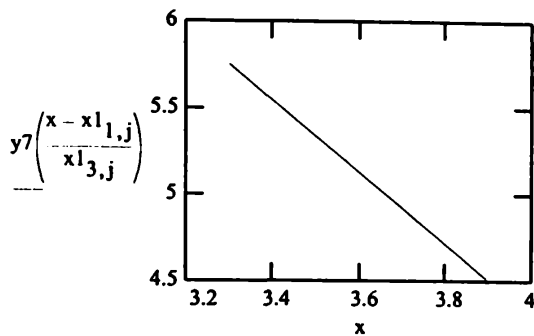


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y6 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y6 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 22.62$  (Influenta puternica-pozitiva)

$i = 7$

$$y7(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$



$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y7\left(\frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right) - y7\left(\frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

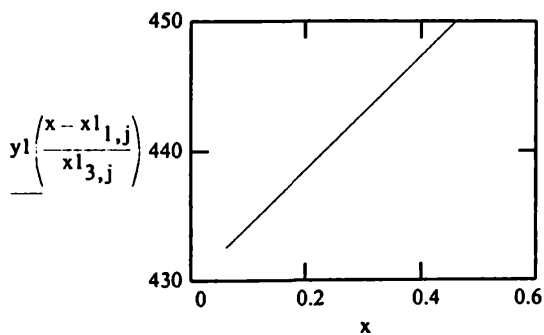
$$\alpha = -64.359 \quad (\text{Influenta majora-negativa})$$

**b. Influenta siliciului**

$j = 2$

$i = 1$

$$y1(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

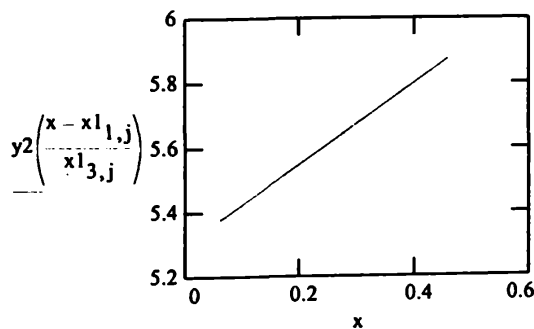


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y1\left(\frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right) - y1\left(\frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 88.691 \quad (\text{Influenta majora-positiva})$$

$i = 2$

$$y2(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

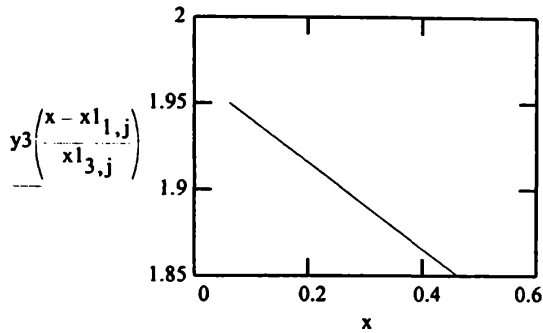


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y2\left(\frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right) - y2\left(\frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 51.34 \quad (\text{Influenta puternic-positiva})$$

$i = 3$

$$y_3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

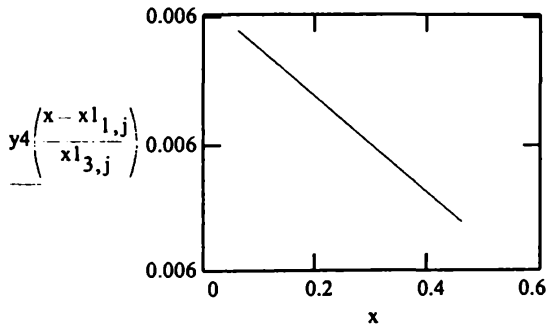


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_3 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_3 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -14.036$  (Influenta semnificativa-negativa)

$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

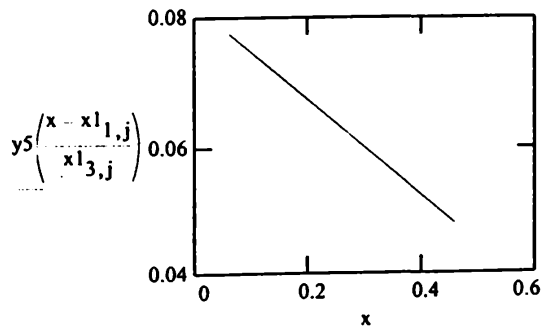


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.043$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 5$

$$y_5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

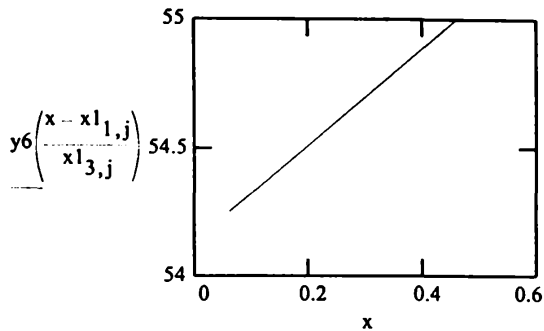


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -4.289$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 6$

$$y6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

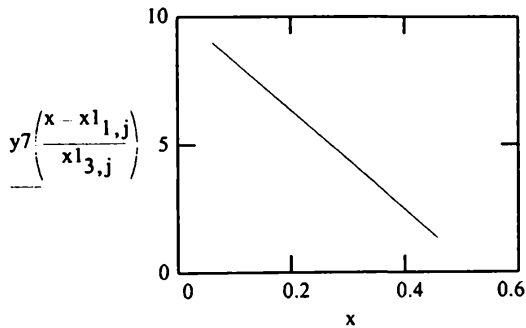


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 61.928$  (Influenta majora-pozitiva)

$i = 7$

$$y7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y7 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

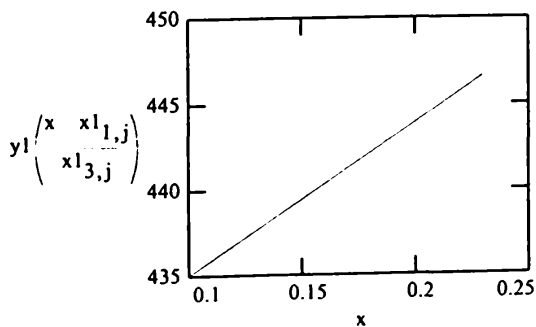
$\alpha = 87.045$  (Influenta majora-negativa)

c. Influenta manganului

$j = 3$

$i = 1$

$$y1(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

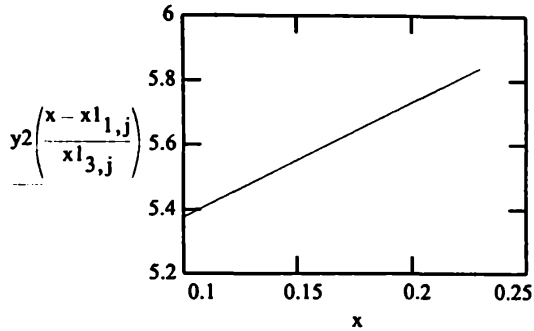


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y1 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y1 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 89.358$  (Influenta majora-pozitiva)

$i = 2$

$$y_2(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.001 \dots x_{10,j}$$

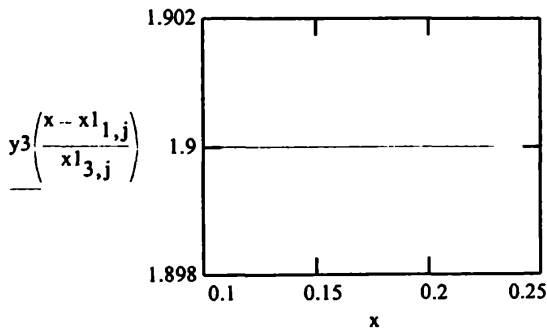


$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y_2 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y_2 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 74.358$  (Influenta majora-positiva)

$i = 3$

$$y_3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.001 \dots x_{10,j}$$

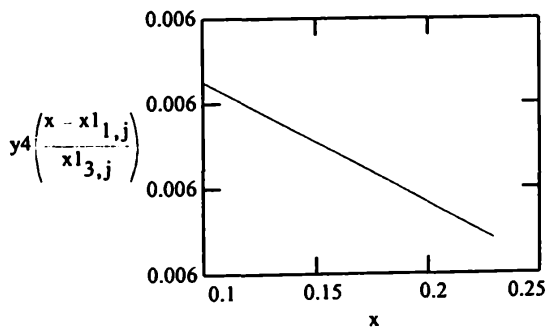


$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y_3 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y_3 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 0$  (Influenta ne semnificativa)

$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.001 \dots x_{10,j}$$

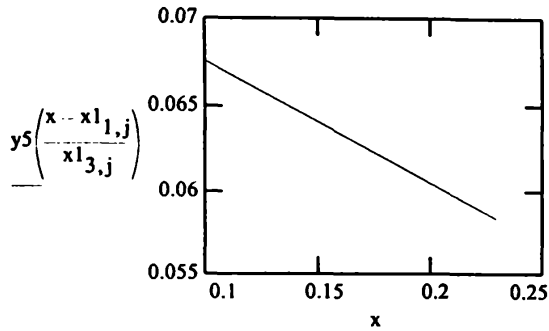


$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.082$  (Influenta ne semnificativa)

$i = 5$

$$y5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

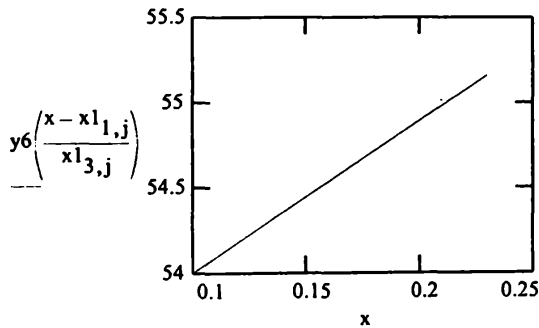


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 4.086 \quad (\text{Influencia nesmnificativa})$$

$i = 6$

$$y6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

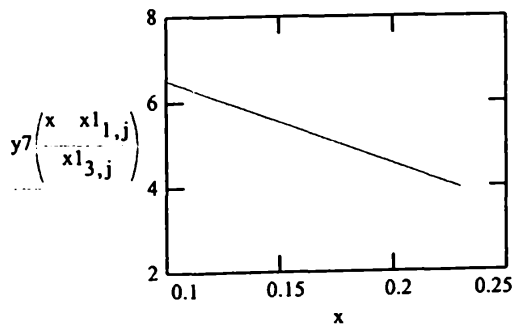


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 83.61 \quad (\text{Influencia majora-positiva})$$

$i = 7$

$$y7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y7 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -87.086 \quad (\text{Influencia majora-negativa})$$

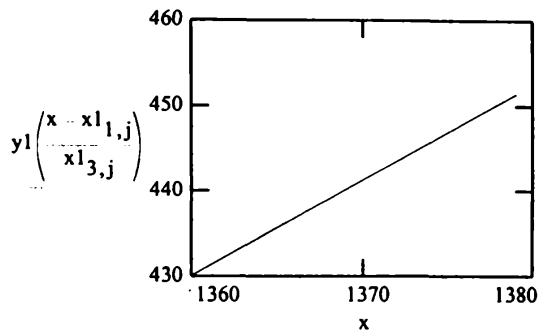


## 8.2.2. Influenta conditiilor de turnare

### a. Influenta temperaturii de turnare $j = 4$

$i = 1$

$$y1(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

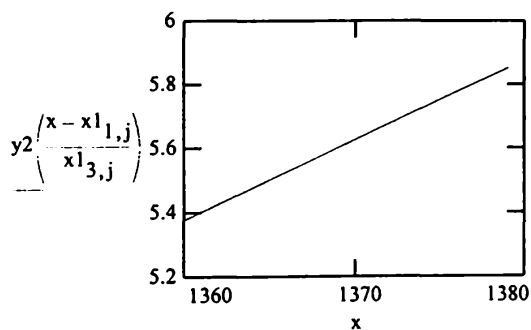


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y1\left(\frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right) - y1\left(\frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 48.366 \quad (\text{Influenta puternica-pozitiva})$$

$i = 2$

$$y2(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

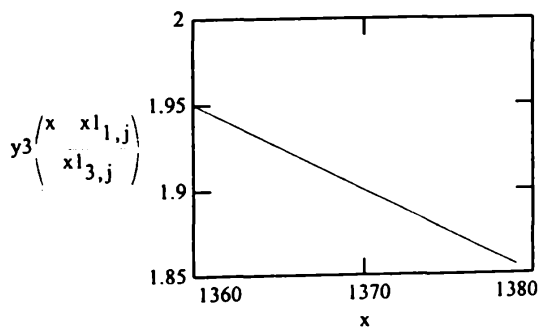


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y2\left(\frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right) - y2\left(\frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 1.432 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

$i = 3$

$$y3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

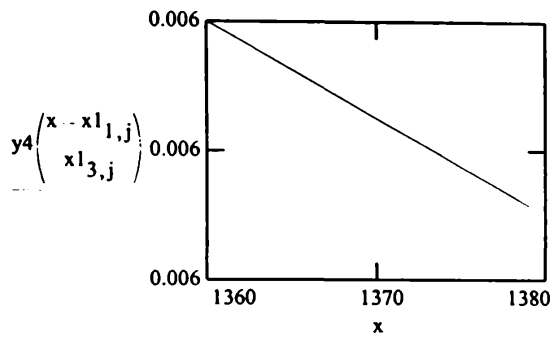


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y3\left(\frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right) - y3\left(\frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}}\right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.286 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

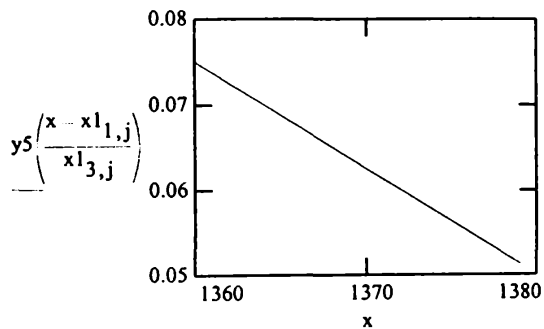


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 4.297 \cdot 10^{-4} \text{ (Influenta nesemnificativa)}$$

$i = 5$

$$y_5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

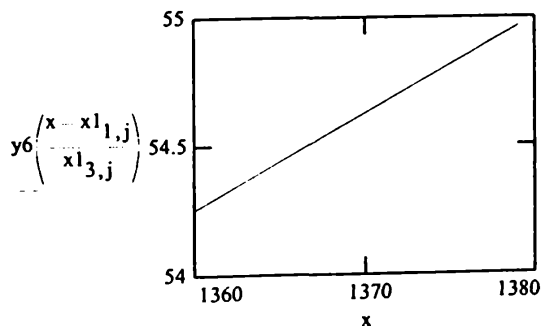


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.072 \text{ (Influenta nesemnificativa)}$$

$i = 6$

$$y_6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

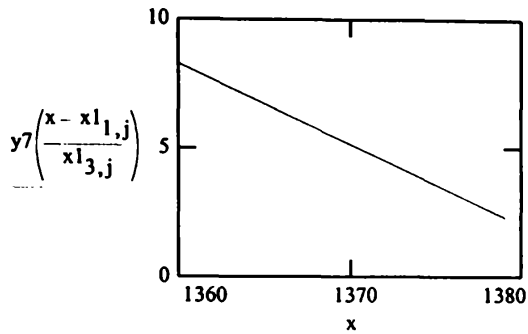


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 2.148 \text{ (Influenta nesemnificativa)}$$

$i := 7$

$$y7(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$



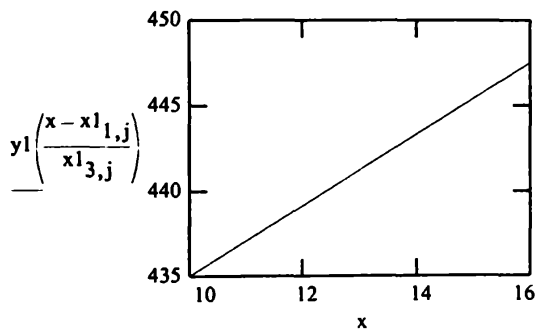
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y7 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -17.354 \quad (\text{Influenta puternica-negativa})$$

**b. Influenta timpului de supraîncalzire**  $j := 5$

$i := 1$

$$y1(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

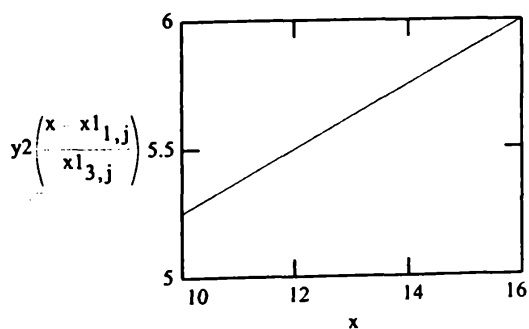


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y1 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y1 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 64.359 \quad (\text{Influenta majora-positiva})$$

$i := 2$

$$y2(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

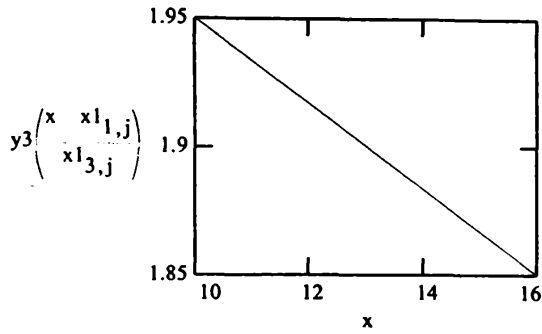


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y2 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y2 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 7.125 \quad (\text{Influenta semnificativa-positiva})$$

i = 3

$$y_3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

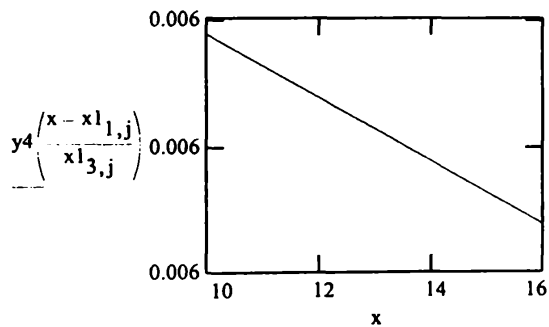


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_3 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_3 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.955 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

i = 4

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

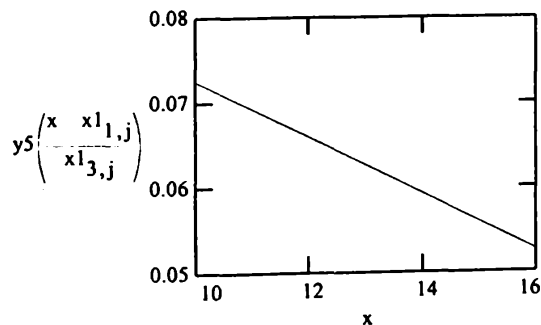


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.003 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

i = 5

$$y_5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

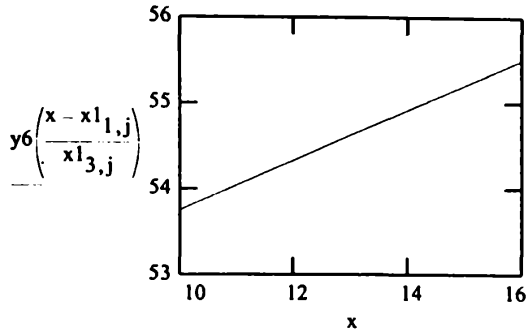


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.191 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

$i = 6$

$$y6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

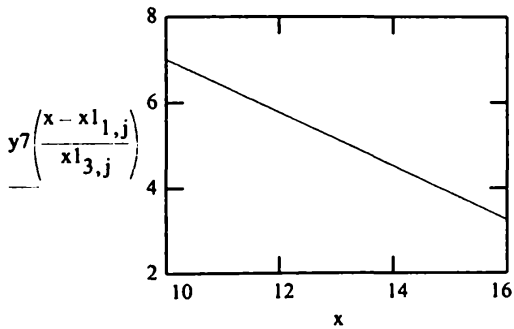


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 16.26$  (Influenta puternica-pozitiva)

$i = 7$

$$y7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



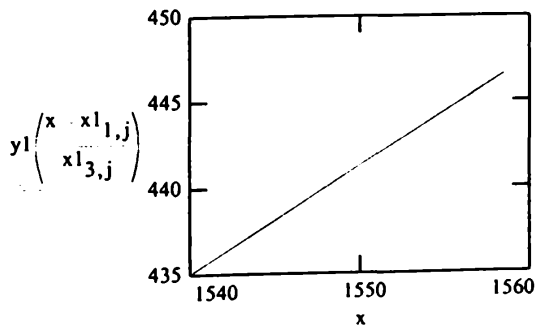
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y7 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -32.005$  (Influenta puternica-negativa)

c. Influenta temperaturii de supraîncalzire j = 6

$i = 1$

$$y1(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

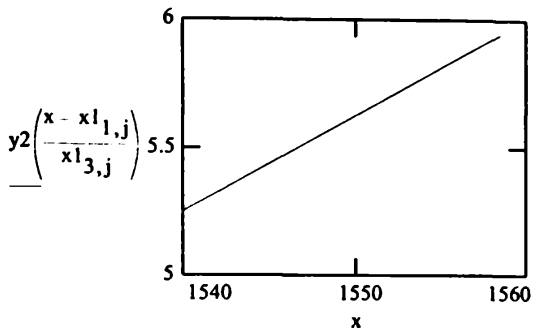


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y1 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y1 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 32.005$  (Influenta puternica-pozitiva)

$i = 2$

$$y_2(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

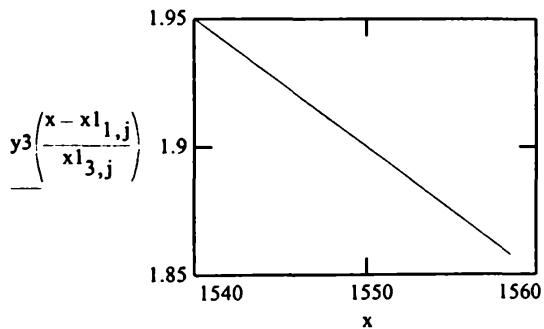


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_2 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_2 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 2.148$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 3$

$$y_3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

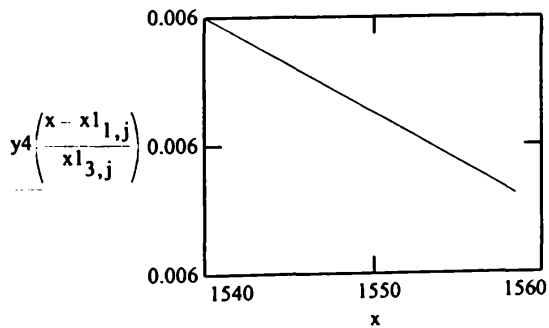


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_3 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_3 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.286$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



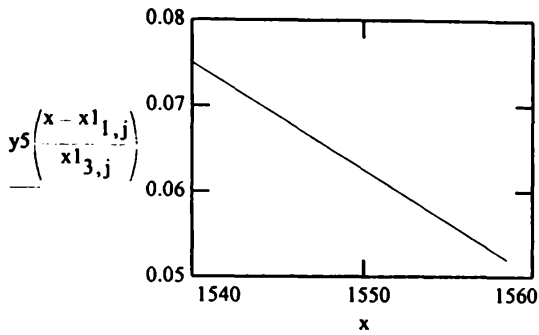
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 4.297 \cdot 10^{-4}$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 5$

$$y5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



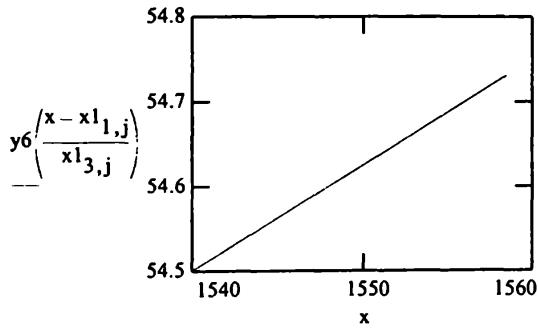
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.072 \quad (\text{Influenta ne semnificativa})$$

$i = 6$

$$y6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



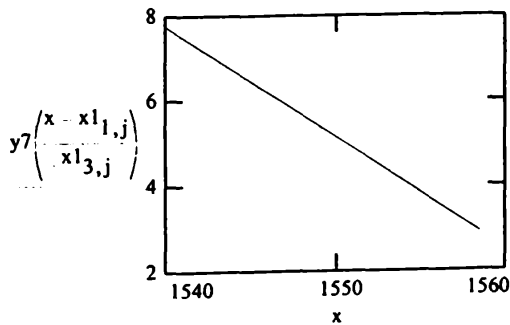
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 0.716 \quad (\text{Influenta ne semnificativa})$$

$i = 7$

$$y7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y7 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 14.708 \quad (\text{Influenta semnificativa-negativa})$$

### 8.3. FONTE SINTETICE RETOPITE .

Matricea experimentală :

$$x = \begin{bmatrix} 1 & -1 & -1 & -1 & -1 & -1 & -1 \\ 1 & 1 & -1 & 1 & -1 & -1 & 1 \\ 1 & 1 & -1 & -1 & 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 & 1 & -1 & 1 & -1 \\ 1 & -1 & 1 & -1 & 1 & -1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & -1 & -1 \\ 1 & 1 & 1 & -1 & -1 & 1 & 1 \\ 1 & -1 & -1 & 1 & 1 & 1 & 1 \end{bmatrix} \quad y = \begin{bmatrix} 620 & 3.4 & 1.9 & 0.0049 & 0.048 & 46 & 25 \\ 640 & 3.6 & 1.8 & 0.0048 & 0.039 & 48 & 20 \\ 645 & 4.2 & 1.8 & 0.0046 & 0.036 & 48 & 15 \\ 655 & 4.6 & 1.7 & 0.0044 & 0.029 & 50 & 10 \\ 680 & 4.8 & 1.7 & 0.0042 & 0.026 & 51 & 5 \\ 670 & 5.2 & 1.6 & 0.0041 & 0.024 & 50 & 0 \\ 690 & 5.2 & 1.6 & 0.0040 & 0.022 & 51 & 0 \\ 710 & 5.8 & 1.5 & 0.0037 & 0.020 & 52 & 0 \end{bmatrix}$$

Datele inițiale și nivelele de variație :

$$x1 = \begin{bmatrix} 1 & 3.65 & 0.40 & 0.22 & 1380 & 10 & 1480 \\ 1 & 3.40 & 0.22 & 0.15 & 1370 & 8 & 1470 \\ 1 & 3.15 & 0.04 & 0.08 & 1360 & 6 & 1460 \\ 0 & 0.25 & 0.18 & 0.07 & 10 & 2 & 10 \end{bmatrix}$$

$$i = 0.. \text{cols}(y) - 1 \quad j = 0.. \text{cols}(x) - 1$$

Determinarea coeficienților de regresie :

$$b1_i = \frac{\sum_{k=0}^{\text{rows}(x)-1} (x_{k,0})^2}{\sum_{k=0}^{\text{rows}(x)-1} (x_{k,j} \cdot y_{k,i})}$$

$$b1 = \begin{bmatrix} 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \\ 8 \end{bmatrix} \quad b = \begin{bmatrix} 663.75 & -2.5 & 10 & 5 & 12.5 & 11.25 & 16.25 \\ 4.6 & -0.05 & 0.35 & 0.2 & 0.4 & 0.35 & 0.25 \\ 1.7 & 0 & -0.05 & -0.05 & -0.05 & -0.05 & -0.05 \\ 0.004 & 3.75 \cdot 10^{-5} & -1.625 \cdot 10^{-4} & -8.75 \cdot 10^{-5} & -1.875 \cdot 10^{-4} & -1.625 \cdot 10^{-4} & -1.625 \cdot 10^{-4} \\ 0.03 & -2.5 \cdot 10^{-4} & -0.005 & -0.002 & -0.004 & 0.004 & -0.004 \\ 49.5 & -0.25 & 1 & 0.5 & 0.75 & 0.75 & 1 \\ 9.375 & -0.625 & -5.625 & -1.875 & -4.375 & -3.125 & -3.125 \end{bmatrix}$$

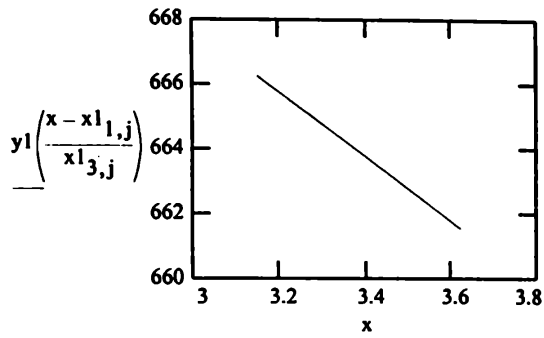
#### 8.3.1. Influența compoziției chimice a. Influența carbonului

j = 1



$i = 1$

$$y1(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$

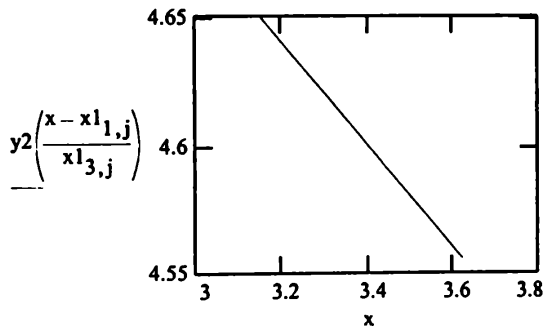


$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y1 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y1 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -84.289$  (Influencia majora negativa)

$i = 2$

$$y2(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$

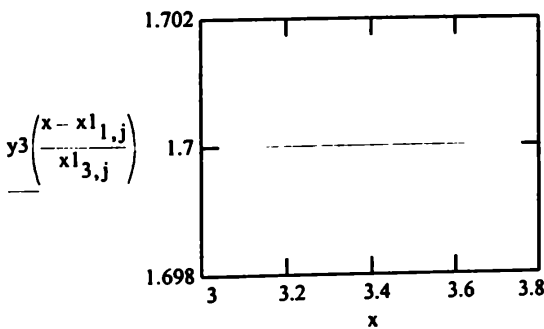


$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y2 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y2 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -11.31$  (Influencia semnificativa-negativa)

$i = 3$

$$y3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.01 \dots x1_{0,j}$$

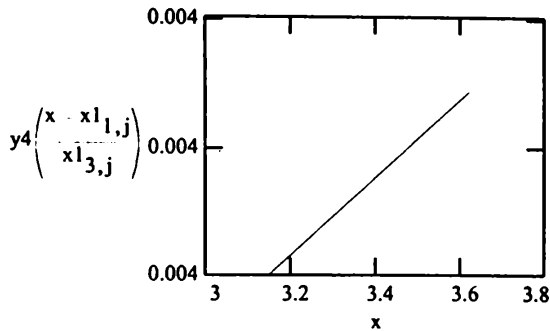


$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y3 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y3 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 0$  (Influencia nesemnificativa)

$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.01 \dots x_{1,0,j}$$

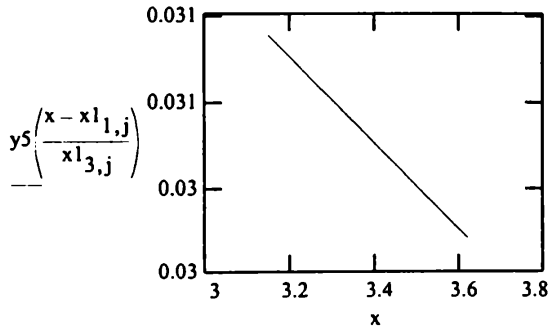


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 0.009$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 5$

$$y_5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.01 \dots x_{1,0,j}$$

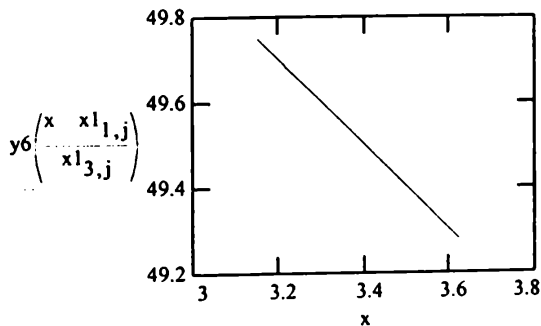


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.057$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 6$

$$y_6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.01 \dots x_{1,0,j}$$

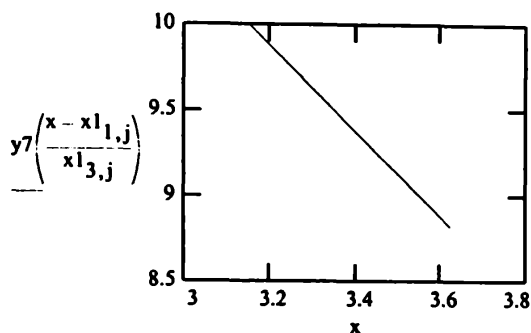


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -45$  (Influenta puternica-negativa)

$i = 7$

$$y7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.01 \dots x_{10,j}$$



$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y7 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

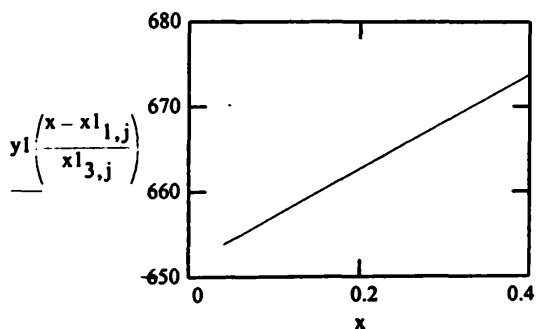
$$\alpha = -68.199 \quad (\text{Influenta majora-negativa})$$

**b. Influenta siliciului**

$j = 2$

$i = 1$

$$y1(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.001 \dots x_{10,j}$$

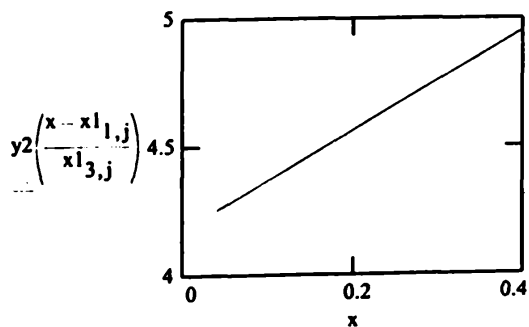


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y1 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y1 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 88.969 \quad (\text{Influenta majora-positiva})$$

$i = 2$

$$y2(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.001 \dots x_{10,j}$$

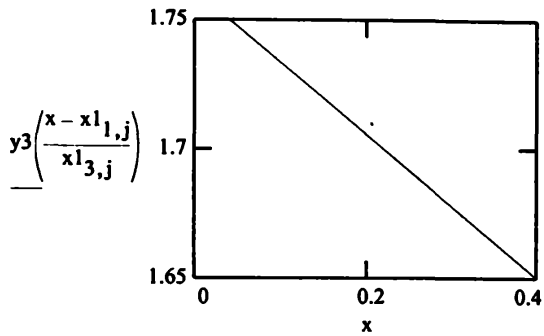


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y2 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y2 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 62.784 \quad (\text{Influenta majora-positiva})$$

$i := 3$

$$y3(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

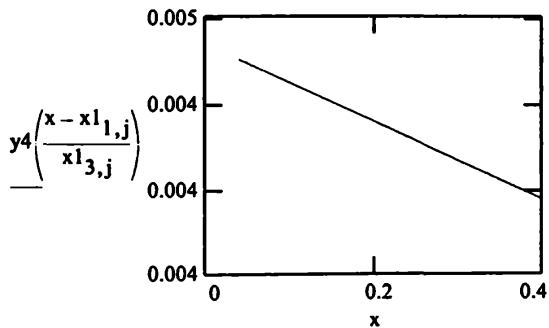


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y3 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y3 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -15.524$  (Influenta puternica-negativa)

$i := 4$

$$y4(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

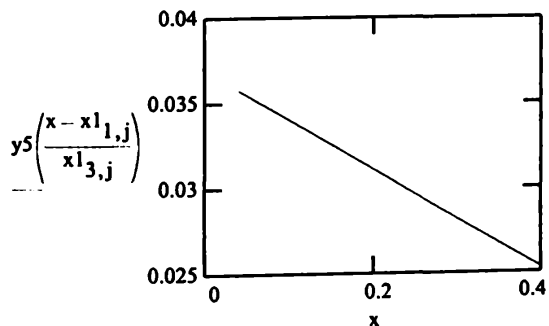


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.052$  (Influenta nesemnificativa)

$i := 5$

$$y5(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

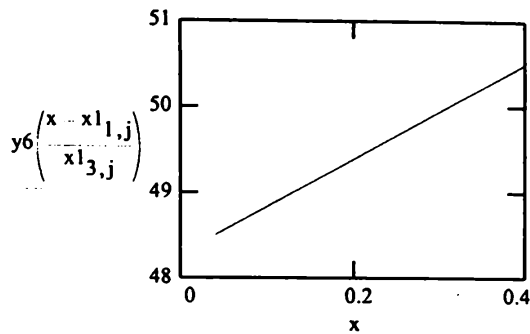


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -1.671$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 6$

$$y_6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

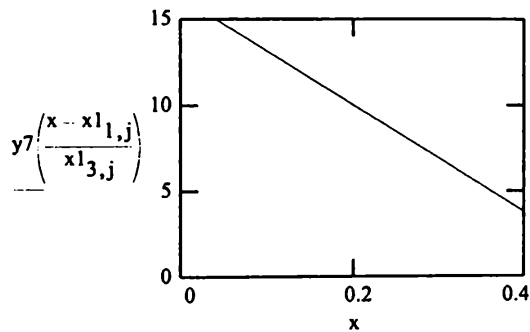


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 79.796 \quad (\text{Influenta majora-pozitiva})$$

$i = 7$

$$y_7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_7 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_7 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

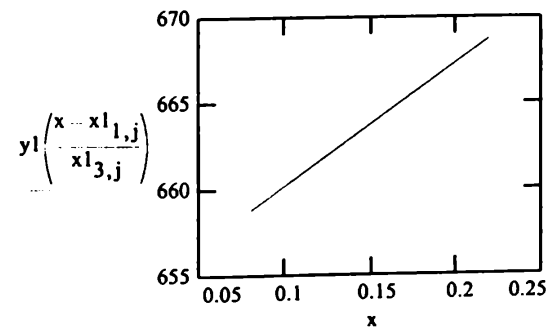
$$\alpha = -88.167 \quad (\text{Influenta majora-negativa})$$

**c. Influenta manganului**

$j = 3$

$i = 1$

$$y_1(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

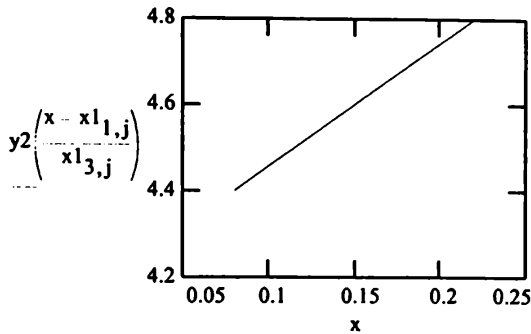


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_1 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_1 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 89.198 \quad (\text{Influenta majora-pozitiva})$$

$i = 2$

$$y_2(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

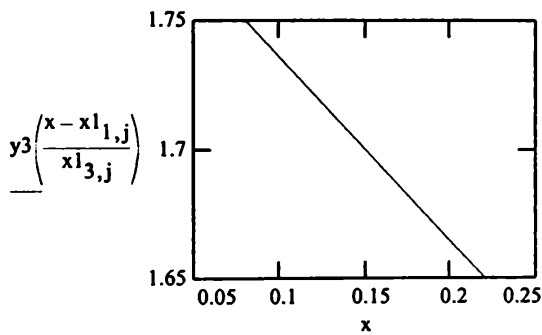


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_2 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_2 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 70.71 \quad (\text{Influenta majora-pozitiva})$$

$i = 3$

$$y_3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

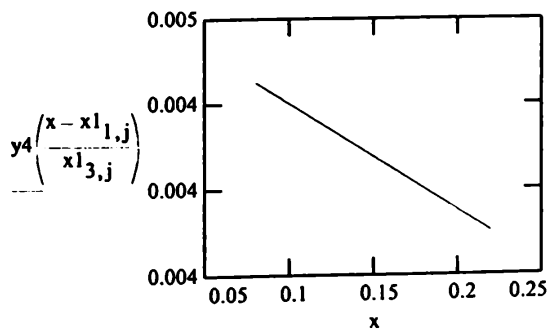


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_3 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_3 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -35.538 \quad (\text{Influenta puternica-negativa})$$

$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

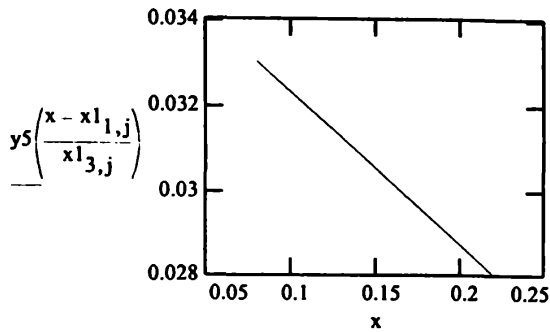


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.072 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

$i = 5$

$$y5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

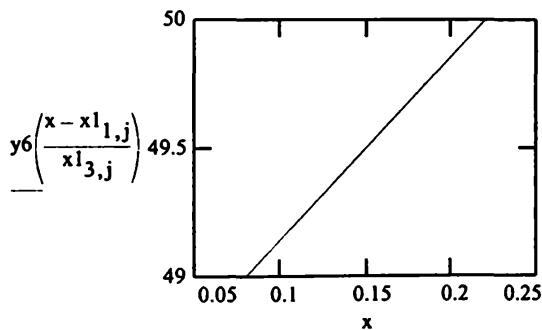


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -2.045$  (Influencia nesmnificativa)

$i = 6$

$$y6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

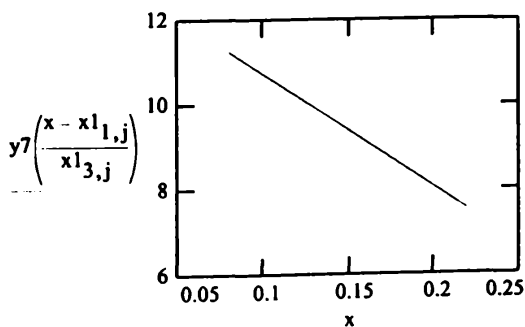


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 82.03$  (Influencia majora-positiva)

$i = 7$

$$y7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y7 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -87.862$  (Influencia majora-negativa)

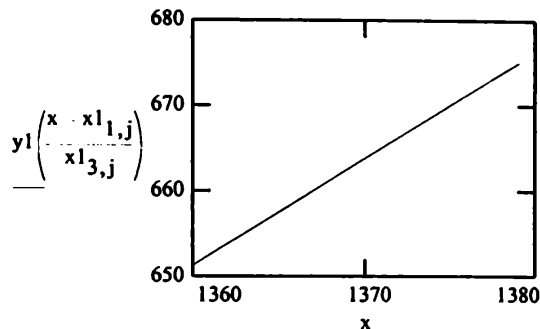
### 8.3.2. Influenta conditiilor de turmare

#### a. Influenta temperaturii de turmare

$j := 4$

$i := 1$

$$y1(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

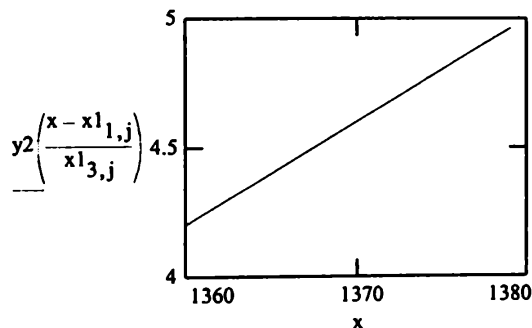


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y1 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y1 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 51.34 \quad (\text{Influenta puternica-positiva})$$

$i := 2$

$$y2(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

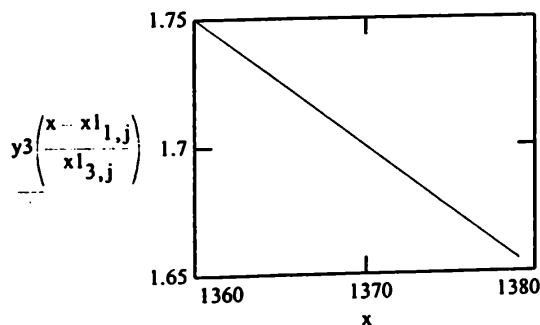


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y2 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y2 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = 2.291 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

$i := 3$

$$y3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



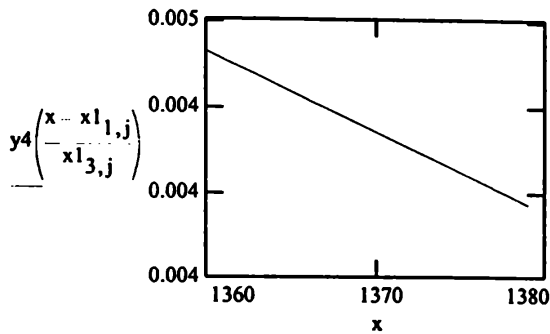
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y3 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y3 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.286 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$



$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

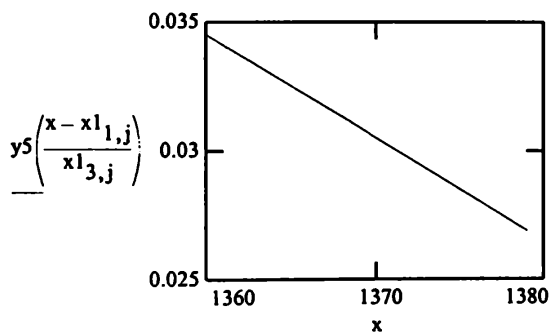


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.001$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 5$

$$y_5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

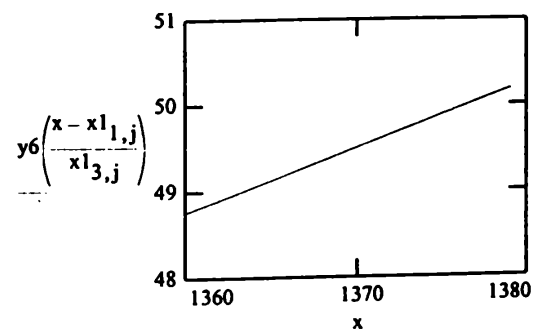


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.023$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 6$

$$y_6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

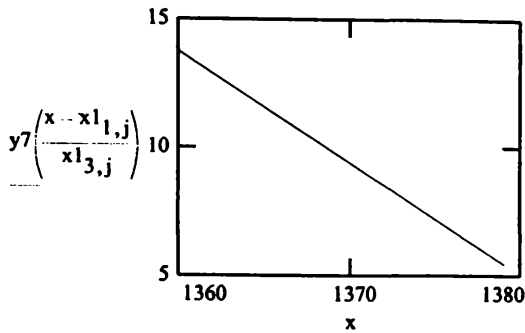


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_6 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_6 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 4.289$  (Influenta nesemnificativa)

$i := 7$

$$y7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



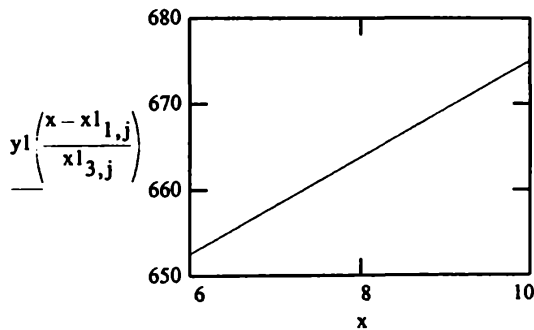
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7\left(\frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}}\right) - y7\left(\frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}}\right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -23.629$  (Influenta puternica-negativa)

b. Influenta timpului de supraîncalzire  $j := 5$

$i := 1$

$$y1(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

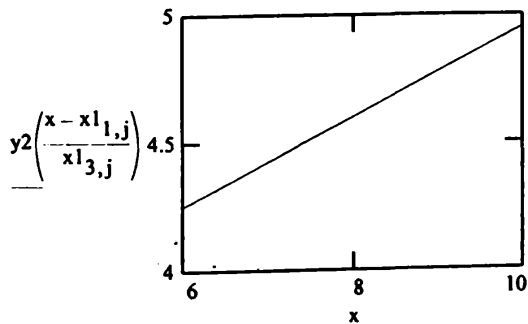


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y1\left(\frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}}\right) - y1\left(\frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}}\right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 79.919$  (Influenta majora-pozitiva)

$i := 2$

$$y2(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



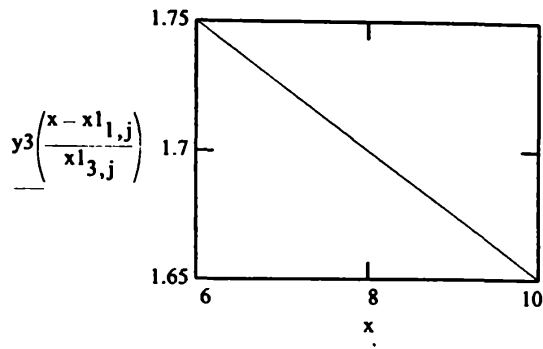
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y2\left(\frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}}\right) - y2\left(\frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}}\right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 9.926$  (Influenta semnificativa-pozitiva)

$i = 3$

$$y_3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



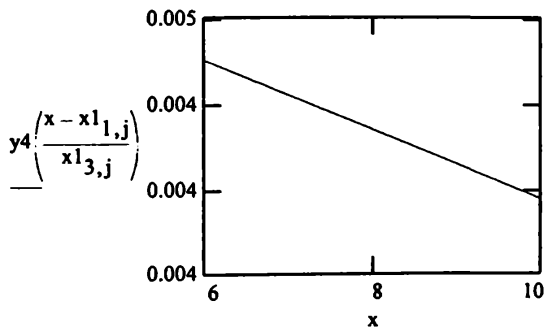
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_3 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_3 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -1.432 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$



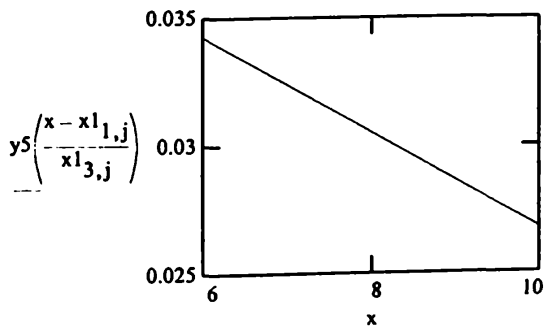
$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.005 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

$i = 5$

$$y_5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j}$$

$$x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

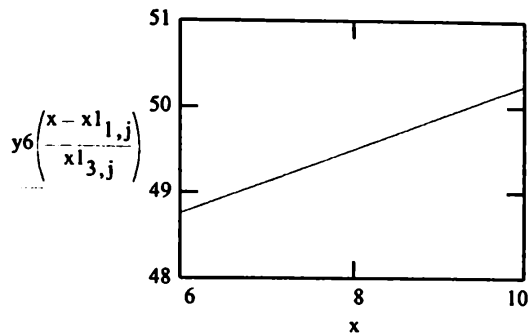


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_5 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_5 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$$\alpha = -0.107 \quad (\text{Influenta nesemnificativa})$$

$i = 6$

$$y6(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

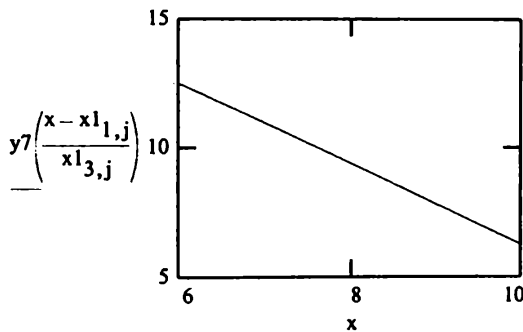


$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y6 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y6 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 20.556$  (Influenta puternica-pozitiva)

$i = 7$

$$y7(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$



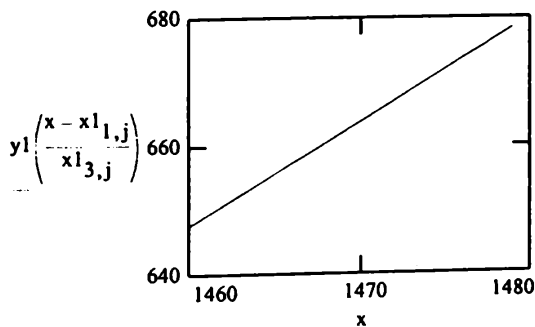
$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y7 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -57.381$  (Influenta puternica-negativa)

c. Influenta temperaturii de supraîncalzire  $j = 6$

$i = 1$

$$y1(x) := b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x := x1_{2,j}, x1_{2,j} \cdot 1.001 \dots x1_{0,j}$$

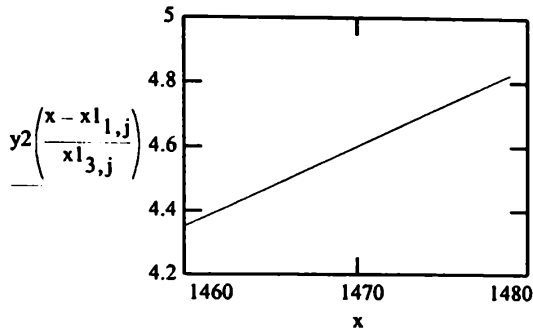


$$\alpha := \text{atan} \left( \frac{y1 \left( \frac{x1_{0,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right) - y1 \left( \frac{x1_{2,j} - x1_{1,j}}{x1_{3,j}} \right)}{x1_{0,j} - x1_{2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 58.392$  (Influenta puternica-pozitiva)

$i = 2$

$$y_2(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

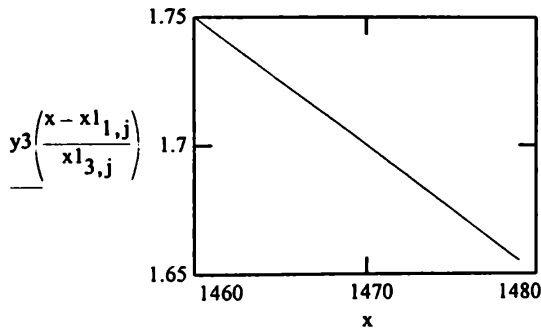


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_2 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_2 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 1.432$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 3$

$$y_3(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

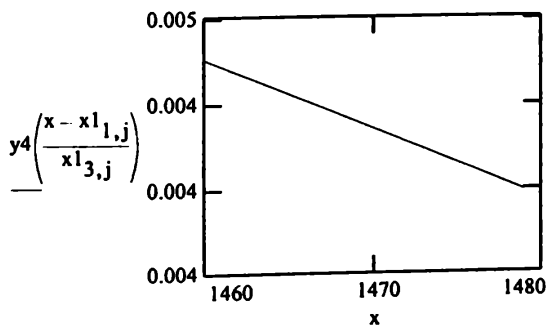


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_3 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_3 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.286$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 4$

$$y_4(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{1,2,j}, x_{1,2,j} \cdot 1.001 \dots x_{1,0,j}$$

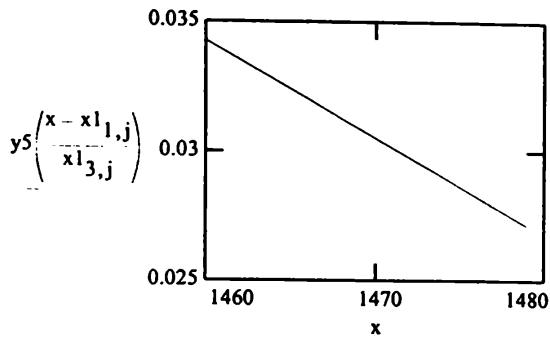


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y_4 \left( \frac{x_{1,0,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right) - y_4 \left( \frac{x_{1,2,j} - x_{1,1,j}}{x_{1,3,j}} \right)}{x_{1,0,j} - x_{1,2,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -9.311 \cdot 10^{-4}$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 5$

$$y5(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.001 \dots x_{10,j}$$

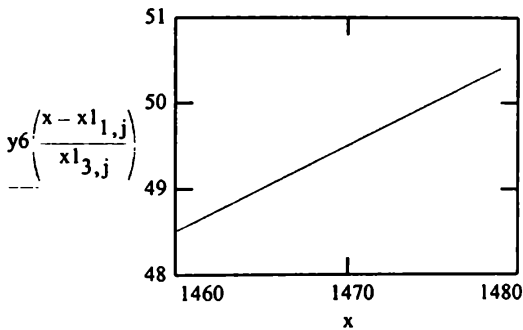


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y5 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y5 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -0.021$  (Influenta nesemnificativa)

$i = 6$

$$y6(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.001 \dots x_{10,j}$$

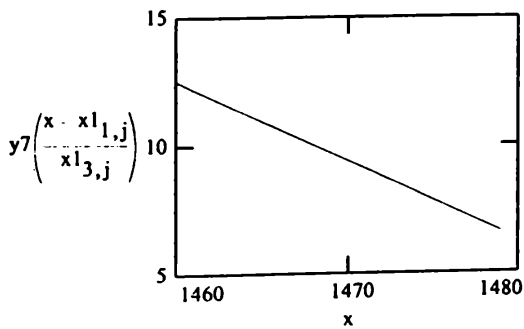


$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y6 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y6 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = 5.711$  (Influenta semnificativa-positiva)

$i = 7$

$$y7(x) = b_{i-1,0} + x \cdot b_{i-1,j} \quad x = x_{12,j}, x_{12,j} \cdot 1.001 \dots x_{10,j}$$



$$\alpha = \text{atan} \left( \frac{y7 \left( \frac{x_{10,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right) - y7 \left( \frac{x_{12,j} - x_{11,j}}{x_{13,j}} \right)}{x_{10,j} - x_{12,j}} \right) \cdot \frac{180}{\pi}$$

$\alpha = -17.354$  (Influenta puternica-negativa)

Având la bază condițiile și rezultatele experimentale create și realizate pentru elaborarea fontelor sintetice în cuptorul electric bazic cu arc și retopirea lor în cuptorul electric cu inducție acid, în acest capitol s-a încercat prin modelare matematică pe calculator utilizând programul Mathcad 5.0 stabilirea unor corelații între anumiți parametri stabiliți în mod arbitrar ca independenți (variabile și independente) care sunt de fapt condițiile experimentale realizate și anumite variabile dependente, importante pentru obținerea unor caracteristici structurale și mecanice pentru fontele analizate. Gradul de influență a condițiilor experimentale stabilite asupra caracteristicilor fontelor analizate a fost stabilit în baza "pantei" dreptelor rezultate ca urmare a influențelor liniare obținute.

Pornind de la aceste considerente preliminare, modelul matematic creat și utilizat a demonstrat că influența compoziției chimice reprezentată prin conținuturile de carbon, siliciu și mangan, nu influențează semnificativ conținutul de gaze (oxigen, hidrogen, azot) din fontele sintetice și din fontele retopite pe ansamblu, cu o mică excepție și anume, conținutul de siliciu care determină o influență semnificativ negativă asupra conținutului de hidrogen din fontele sintetice ajungând până la o influență puternic negativă la retopirea acestor fonte.

În schimb, compoziția chimică de bază influențează major fluiditatea, unul dintre parametrii importanți ai proprietăților de turnare ale acestor fonte. Dacă conținutul de carbon conduce la scăderea fluidității fontelor sintetice ca urmare a dizolvării sale în cea mai mare parte în fontele lichide, în schimb conținutul de siliciu și de mangan au o influență major pozitivă asupra fluidității lor. În continuare, conținutul de carbon se observă că are o influență ne semnificativă asupra volumului de retasură al fontelor sintetice, dar manifestă o influență major negativă la retopirea lor conducând la scăderea valorii acestuia.

Pe de altă parte, conținuturile de siliciu și de mangan manifestă o influență puternic pozitivă asupra volumului de retasură atât în cazul fontelor sintetice cât și în cazul retopirii lor.

Pe ansamblu compoziția chimică de bază are o influență major - negativă asupra rezistenței la rupere la tracțiune conducând la scăderea puternică a acesteia și o influență puternic pozitivă până la major - pozitivă asupra durității fontei sintetice, relații ce se respectă și la retopire, cu excepția conținutului de carbon care determină apariția acelor zone de fonte cenușii în pereții pieselor turnate caracterizate de separări de grafit lamelar modificat, care conduc la scăderea valorii durității pe ansamblu la retopire.

Condițiile de elaborare, supraîncălzire și turnare, așa cum era și de așteptat datorită proceselor metalurgice ce se desfășoară în cazul elaborării fontelor sintetice și la retopirea lor au o influență semnificativă asupra conținutului de gaze în ambele cazuri analizate.

Fluiditatea, ca o caracteristică de bază în cadrul procesului tehnologic

din turnătorie , este influențată puternic până la major- pozitiv de către parametrii de elaborare și turnare care determină creșterea acesteia valoric .

Volumul de retasură este influențat semnificativ - pozitiv ( deci , ușor ) numai de durata de menținere a fontelor la temperaturi de supraîncălzire , pe când ceilalți factori independenți ( temperatura de supraîncălzire , temperatura de turnare ) nu influențează volumul de retasură .

După cum se observă , temperatura de turnare nu influențează duritatea fontelor sintetice și retopite ; temperatura de supraîncălzire nu influențează duritatea fontelor sintetice , dar influențează semnificativ - pozitiv duritatea la retopire în cuptorul electric cu inducție și după solidificare , iar durata de supraîncălzire are o influență puternic până la major - pozitivă asupra durității fontelor sintetice și retopite .

Pe ansamblu , condițiile de elaborare , supraîncălzire și turnare a fontelor sintetice și retopite conduc la scăderea rezistenței la rupere la tracțiune , având o influență semnificativ negativă până la puternic negativă .

Ca o concluzie generală , simularea matematică a demonstrat o anumită corelare între condițiile teoretice și rezultatele experimentale în condiții de elaborare experimentale și industriale stabilite pe parcursul încercărilor și care se vor regăsi și în concluziile finale ale acestei lucrări .



## CONCLUZII

Acum , la sfârșitul acestei lucrări , putem menționa faptul că realizarea ei a pornit din realitățile economiei naționale de după anul 1989 , și în mod special , din industria metalurgică , situație creată prin oprirea mai multor furnale și cubilouri , considerate ca "nerentabile " ( ca mari consumatoare de energii și fluide energetice ) ajungându - se la o anumită stare critică în ceea ce privește baza de materiale metalice pentru turnătoriile de piese din fontă .

Până în anul de referință , furnalele au fost principalele furnizoare de fontă brută de turnătorie pentru cubilouri și cuptoarele electrice cu inducție .

Punându - se sub semnul întrebării existența turnătoriilor de piese turnate din fontă , în aceste condiții s-a recurs la soluții de supraviețuire , prin utilizarea unei bazei materiale metalice existente și anume a unor cantități ridicate de fier vechi . Astfel , cunoscându-se că prelucrarea optimă a fierului vechi în cuptorul electric bazic cu arc permite obținerea unor materiale cu puritate foarte ridicată , în special a fontelor de înaltă puritate , s-a pornit la analizarea și punerea în practică a acestei idei prin elaborarea unor studii teoretice , experimentale și a încercărilor industriale privind creșterea proprietăților fontelor hipoeutectice de înaltă puritate elaborate în cuptoare electrice ( primar și secundar ) .

Faptul că s-a recurs la elaborarea fontelor sintetice este susținut și de Bobro , Iu., G. în lucrarea " Leghiovannâe ciugunâ " ( Metallurgia , 1976 , Moscva ) " datorită folosirii tot mai intense a producerii fontelor în cuptoare electrice , în care se pot asigura compoziții chimice cerute , supraîncălzirea , atmosfera necesară și există posibilitatea de conducere automată a proceselor de topire , în momentul de față obțin din ce în ce o răspândire tot mai mare fontele sintetice .

Elaborarea fontelor sintetice permite înlocuirea parțială sau totală a siliciului cu aluminiu , ceea ce permite obținerea de aliaje Fe-C foarte diferite față de fontele cenușii tradiționale atât în privința compoziției chimice cât și în privința proprietăților mecanice "

Pentru obținerea unor fonte " brute " de calitate , nu este întotdeauna necesar a se micșora conținutul de carbon total , ci numai de a se frâna dizolvarea lui ulterioară în timpul procesului de răcire , în oala de turnare , și chiar în timpul procesului de solidificare a fontei turnate în calupuri .

Trebuie menționate următoarele aspecte : fontele brute de fumal ( de cocs sau de mangal ) sunt fonte hipereutectice , pe când fontele de afinare sunt fonte eutectice sau apropiate de eutectic .

Problema eliminării sau a micșorării efectului fenomenului de ereditate observat la retopirea fontelor se reduce , în esență , la obținerea , în procesul de elaborare în fumal a unor brute de turnătorie cu un conținut scăzut de gaze și incluțiuni , precum și cu lamele de grafit cu dimensiuni mici , uniform repartizate pe secțiunea calupurilor

turnate .

Ori , așa cum s-a observat pe parcursul lucrării , aceste rezultate sunt foarte relative la elaborarea în furnale , datorită fenomenelor metalurgice din furnale .

Având în vedere scăderea continuă a caracteristicilor mecanice și tehnologice determinată de înrăutățirea caracteristicilor structurale , ca urmare a recirculării aproape în totalitate a deșeurilor proprii de fontă cenușie în cuptorul electric cu inducție acid , s-a pus problema înprospătării bazei materiale metalice a turnătoriei de fontă . În această conjunctură de criză a economiei naționale și în ideea recirculării deșeurilor de fier vechi, utilizarea cuptorului electric cu arc cu căptușeală bazică pentru elaborarea unor fonte de " primă fuziune " pentru turnătorie pare soluția cea mai viabilă având în vedere situația furnalelor din țară și consumurile de fluide energetice înregistrate de către acestea .

De asemenea , cerințele tot mai ridicate de asigurare a unor piese turnate din fonte cenușii modificate de calitate , constituie încă un argument forte al punerii în aplicare a acestei idei de elaborare în cuptoare electrice a fontelor .

Dacă s-ar lua în considerare că marea majoritate a țărilor puternic industrializate în care recircularea materialelor metalice ocupă o preocupare fundamentală a guvernanților și a popoarelor și că energia electrică produsă și consumată are un preț destul de scăzut, producerea fontelor în cuptoare electrice nu reprezintă o problemă , din aceste puncte de vedere .

Funcționarea cubilourilor impune utilizarea unor cocșuri de turnătorie care trebuiau asigurate din import și necesită , de asemenea , energie electrică consumată, în mare parte , de sistemul de insuflare a aerului ( la niveluri de consum destul de ridicate , mai ales la cubilourile ce funcționează cu aer cald ) . Chiar și dacă aceste condiții ar fi fost realizate, utilizarea cubilourilor ar fi rămas tot nerentabilă datorită scăderii producției de piese turnate din fontă în cadrul societății și axării producției pe obținerea unor piese turnate din fontă modificată , microaliată și aliată ca urmare a orientării producției spre realizarea de motoare termice .

În aceste condiții , funcționarea cubilourilor care ar fi condus la recircularea unei anumite părți a bazei materiale existente ( deșeuri proprii de fontă ) , ar fi fost posibilă numai maxim 5-6 zile / lună ( cu funcționare intermitentă ) deoarece turnătorie se află în imposibilitatea de a prelua cantitățile de fontă elaborată .

Elaborarea fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese , în cuptoare electrice cu inducție acide , pornind de la această bază materială eterogenă , o anumită perioadă de timp ( ce se întindea pe parcursul a mai multor ani ) a condus la creșterea alarmantă a procentului de rebut , procent ce a atins cifra de 30 % . Cauzele generatoare au fost structurile neomogene rezultate , caracterizate de separări de cementită liberă ( de până la 20 % ) care au determinat apariția de zone dure neprelucrabile în pereții pieselor turnate și de compactități scăzute ale pieselor ( retasuri , microretasuri , porozități ) .

Deci , în această postfață a lucrării de doctorat a autorului , se vor putea trage anumite concluzii privind obținerea fontelor hipoeutectice de înaltă puritate în cuptoare electrice cu arc și retopirea lor în cuptoare electrice cu inducție .

În ceea ce privește elaborarea fontelor de înaltă puritate ( fonte sintetice ) în cuptorul electric bazic cu arc , concluziile pot fi următoarele :

- spre deosebire de furnal unde procesele metalurgice ce au loc sunt caracterizate de o anumită doză de relativitate , în cuptorul electric bazic cu arc , există posibilitatea controlării proceselor metalurgice complexe , care au loc la elaborarea fontelor ;
- există posibilitatea eliminării gazelor din baia metalică la răcirea sau menținerea fontelor lichide în oala de turnare , prin procedee metalurgice cunoscute ;
- posibilitatea eliminării sau reducerii din compoziția fontelor sintetice a unor elemente chimice dăunătoare în prelucrarea metalurgică ulterioară a acestor fonte ( sulf , fosfor , stibiu , arsen , etc. ) ;
- există posibilitatea menținerii unui conținut mai ridicat de fosfor în fonta sintetică ca urmare a cerințelor ulterioare la retopire și turnare în piese datorită influenței sale asupra procesului de grafitizare din fontele cenușii de a doua fuziune ;
- elaborarea unor fonte de " primă fuziune " , mai precis a unor fonte sintetice cu un conținut scăzut de siliciu și mangan ( creșterea conținutului de mangan determină creșterea conținutului de carbon din fonte la retopirea în cubilou , iar un conținut scăzut de siliciu determină creșterea fluidității fontei ) ;
- reducerea costurilor de fabricație la producerea fontelor sintetice datorită conținuturilor scăzute de siliciu din compoziția chimică ;
- posibilitatea predeterminării compoziției chimice a fontelor sintetice ;
- utilizarea unei baze materiale metalice eterogene ;
- având caracteristicile fontelor de afinare , fontele sintetice sunt caracterizate de un conținut scăzut de oxizi de fier și de gaze decât fontele brute de furnal ;
- continuarea procesului de eliminare a gazelor și de reducere a conținuturilor unor elemente chimice dăunătoare din compoziția chimică a fontelor , prin tratare cu substanțe solide dezoxidante ( fero-siliciu , silico-calciu , aluminiu ) în afara agregatului de elaborare datorită posibilităților de încălzire și de supraîncălzire în cuptorul electric cu arc și deci , a deșarjării la temperaturi ridicate a fontelor , și ca o completare a acestor procese , prin barbotarea cu argon în oala de turnare . Toate aceste procese conduc la obținerea unor materiale metalice cu o puritate foarte ridicată ;
- omogenizarea compoziției chimice , prin barbotarea cu un gaz inert a fontei sintetice lichide în oala de turnare ;
- barbotarea fontei sintetice cu un gaz inert poate substitui în anumite condiții , procesul și tehnologia de modificare a fontei la retopire ;
- eliminarea avansată a incluziunilor nemetalice din fonta sintetică lichidă ( existente din procesul de elaborare sau provenite în urma proceselor de dezoxidare ) ca urmare a barbotării ei cu argon , datorită agitării intense a băii metalice , dar și datorită fenomenelor de coalescență în jurul bulelor de gaz insuflat și a migrării lor spre suprafața fontei lichide ;
- scăderea conținutului de carbon din fonta lichidă sintetică elaborată prin barbotarea cu gaz , impune necesitatea ca la deșarjare aceste fonte să aibă un conținut de carbon mai mare de 4,20 % , în funcție de necesitățile prelucrărilor metalurgice ulterioare ;
- compoziția chimică stabilită pentru fonta sintetică , determină ca structura

metalografică să fie compusă , în stare solidă , din perlită și din cementită : primară , ledeburitică și secundară ;

- prin urmare , tot carbonul din fonta sintetică solidă se găsește legat în cementita liberă sau în perlită , ceea ce face imposibilă obținerea unor separări de grafit grosolan, în structura fontei retopite ulterior .

- posibilități largi de producere a fontelor sintetice pentru alți beneficiari , alții decât cei interni ( din cadrul societății ) ceea ce s-ar constitui în producție marfă pentru producător.

Fondanții și adaosurile adăugate în încărcătură precum și în timpul etapelor tehnologice de elaborare în cuptorul electric cu arc , bazic se consumă și nu mai ajung în cuptorul electric cu inducție .

Într-o serie de lucrări la care s-au făcut diverse referiri pe parcursul lucrării și care sunt cuprinse în notele bibliografice aferente , s-a stabilit că înlocuirea fontelor brute de furnal cu fonte de afinare în încărcătura metalică a cubilourilor , nu este posibilă întrucât se micșorează stabilitatea în ceea ce privește compoziția chimică a fontelor , crește tendința de albire a fontelor și rebutul cauzat de crăpături . Înlocuirea unei proporții de 50 % ar fi posibilă , dar necesită supraîncălzirea fontei la temperaturi de 1450°C și modificarea ei cu 0,05...0,1 % modificador cu elemente din grupa pământurilor rare .

Ori rezultatele obținute la retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție a demonstrat următoarele :

- volumul de retasură obținut la aceste fonte retopite atinge chiar valori ușor mai mici decât volumul de retasură al fontelor brute de furnal retopite în același agregat ;

- la retopire , duritatea , măsurată în unități Rockwell , a fontelor sintetice scade ;

- dacă în stare solidă , aceste fonte prezintă , în general , o structură metalografică compusă din aceeași constituenți și din aceleași faze , dar în proporții diferite , se observă însă , că înspre centrul probelor turnate se obțin zone de fontă cenușie perlitică cu separări de grafit lamelar modificat .

Elaborarea fontelor cenușii în cuptorul electric cu inducție acid atrage după sine obligativitatea respectării cu strictețe a condițiilor metalurgice fundamentale de care depinde , după cum se știe , calitatea pieselor turnate .

Conducerea corectă a procesului de elaborare în cuptorul electric cu inducție acid înseamnă , în primul rând , respectarea regimului temperatură - timp și corelarea compoziției chimice a fontelor cenușii elaborate cu proprietățile fizico - mecanice .

Este cunoscut faptul că folosirea bucăților metalice cu o masă volumetrică scăzută ( calupii de fontă sintetică , având o masă de maxim 70 kg , putând fi spărți în 3 bucăți aproape egale ca urmare a configurației geometrice ) reprezintă unul dintre marile avantaje ale elaborării fontelor în cuptoare electrice cu inducție și că tocmai datorită acestui fapt se reușește compensarea cheltuielilor mai mari de energie electrică în comparație cu topirea în cubilou și în final , rentabilizarea fontei topite în cuptorul electric cu inducție .

Turnătorii reprezintă un loc de muncă care din vechime până în zilele noastre este un " generator de pulberi " fiind considerat cel mai poluant sector dintr-o întreprindere .

Sursele principale de praf și gaze nocive în turnătorii sunt agregatele de

elaborare și utilajele pentru prepararea și transportul amestecurilor , mașinile de formare-miezuire , de dezbatere , sectoarele de curățire a pieselor , etc.

În turnătorii sunt utilizate peste 100 de tehnologii de execuție a formelor și miezurilor , peste 300 tipuri de vopsele , peste 40 tipuri de lianți , fapt care complică situația microclimatului .

De asemenea , este cunoscut faptul că proporția de materiale antrenate din cubilou de către gaze sub formă de praf este de 3...5 kg / t de fontă elaborată ceea ce înseamnă că la un cubilou cu o productivitate de 10 t / h care lucrează 16 h / zi este de 150...250 t / an ceea ce nu este , deloc , de neglijat . La intensificarea proceselor din cubilou , cantitatea de praf antrenat poate ajunge la 10 kg / t și chiar mai mult , ceea ce înseamnă o cantitate de praf de 1500...2000 kg / zi .

Gazele de cubilou conțin printre altele , și gaze nocive cum ar fi de exemplu oxidul de carbon și bioxidul de sulf , care fac atmosfera greu de suportat .

Aceste considerente de ordin ecologic deosebit de grave pentru mediul ambiant au generat analiza păstrării în funcționare a " clasicelor " cubilouri și au determinat decizia guvernanților , în special din țara noastră după anul 1989 , de oprire a acestor agregate de elaborare a fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese .

Nu trebuie să omitem considerentele economico - financiare de menținere a cubilourilor în funcțiune care necesita , pe lângă folosirea unui cocs de turnătorie de calitate superioară cu granulație uniformă ( cu implicații deosebite asupra calității fontei elaborate ) , un consum destul de ridicat de cărămizi refractare și a unor instalații suplimentare anexe ( de insuflare a aerului , de încărcare a cubiloului , de preîncălzire a aerului , de deprăfuire a gazelor , de răcire cu apă a cubiloului , etc . ) generatoare de consumuri mari de fluide energetice , care au condus , în ultimul deceniu , la creșterea continuă a costurilor de fabricație pentru piese turnate din fontă .

Scăderea calității cocsului determină , în primul rând , scăderea productivității cubiloului precum și micșorarea parametrilor tehnologici de funcționare .

Exigențele ecologice tot mai ridicate au impus turnătoriilor din țara noastră dotarea cubilourilor cu instalații de deprăfuire tot mai sofisticate , în primul rând , care să diminueze fenomenul de eliminare în atmosferă a particulelor prăfoase și gazelor nocive , deziderat greu de realizat din cauza dificultăților financiare cu care s-a confruntat și se confruntă industria de turnătorie .

Reducerea capacităților turnătoriilor prin diminuarea producției de piese turnate utilaje metalurgice ( lingotiere , maselotiere , cilindri de laminor , etc . ) , coroborată cu criteriile economico - ecologice precizate anterior , au determinat ca turnătoriile să se orienteze spre utilizarea , cu precădere , a cuptoarelor electrice cu inducție , mult mai performante și cu un impact ecologic mai redus asupra mediului natural și chiar la renunțarea aplicării procedeeului duplex cubilou - cuptor electric cu inducție în elaborarea fontelor cenușii turnate în piese .

Necesitatea înlocuirii treptate a cubilourilor cu cuptoare electrice cu inducție rezidă și din faptul că cele din urmă au o durată mai redusă de refacere a căptușelii refractare utilizând o masă refractară în locul cărămizilor refractare și ale căror costuri sunt mai mici cu circa 30 % .

Înlocuirea cubilourilor cu cuptoare electrice cu inducție a fost determinată și de fenomenele de ardere care au loc în cele două agregate . Astfel , ca de exemplu , siliciul se arde în proporție de până la 55 % din fero-siliciul ( 75 % Si ) introdus în încărcătura cubiloului , pe când în cuptorul electric cu inducție se arde numai maxim 6 % , iar manganul suferă pierderi prin ardere de până la 40 % introdus sub formă de fero-mangan ( 65...75 % Mn ) în încărcătura cubiloului comparativ cu numai 3 % pierderi la cuptorul electric cu inducție .

Pe parcursul lucrării s-a observat că elaborarea fontelor cenușii de a doua fuziune în cuptorul electric cu inducție pornind de la retopirea fontelor sintetice de înaltă puritate și prin corectarea compoziției chimice , este posibilă din următoarele motive :

- temperaturi mai mari de 1500° C se obțin mult mai ușor în cuptorul electric cu inducție decât în cubilou ;
- temperatura de topire a fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție ( la retopire ) , caracterizate de un conținut scăzut de siliciu , este mult mai mică decât cea a fontelor brute de furnal , cu circa 20...25 % ( retopite în același cuptor ) ;
- nu se pune problema instabilității compoziției chimice a fontelor obținute ca și în cazul cubiloului ;
- se utilizează un proces activ de carburare ( cu granule de grafit rezultate din electrozii de grafit ) a fontei în cuptorul electric cu inducție cu căptușeală acidă , cu un coeficient de asimilare ce atinge valori de 90 % , la temperaturi mai mari de 1510° C ;
- din punct de vedere economic , durata de dizolvare a agentului de carburare se reduce foarte mult ( de peste 2 ori ) datorită conținutului foarte scăzut de siliciu din fonta sintetică utilizată în încărcătura cuptorului , iar consumul de energie electrică scade în acest caz cu circa 55 kwh / tona de fontă lichidă ;
- pornind de o încărcătură metalică cu un conținut scăzut de siliciu , fontele cenușii de a doua fuziune , se obțin cu o structură metalografică uniformă pe secțiune .

Utilizarea fontei de înaltă puritate în încărcătura cuptorului electric cu inducție elimină posibilitatea formării unor cantități ridicate de zgură care conduc la erodarea căptușelii refractare și la uzura prematură a acesteia și implicit , la scurtarea campaniei de funcționare .

În funcție de temperaturile tehnologice de elaborare a fontei în cuptorul electric cu inducție , zgura se poate regăsi în cantități mai mari sau mai mici amestecată cu fonta lichidă , iar nedecantarea ei din baia metalică , conduce la regăsirea ei în piesele turnate și la deprecierea calitativă a acestora .

Tensiunile care apar în piesele turnate din aceste fonte cenușii de a doua fuziune datorită contracției liniare libere , pot constitui criteriul de apreciere a influenței eredității fontelor de primă fuziune .

În această lucrare s-a observat că utilizarea fontelor de înaltă puritate , elaborate în cuptorul electric cu arc bazic , la obținerea fontelor cenușii de a doua fuziune în cuptorul electric cu inducție acid , turnate în piese , a determinat obținerea unor valori ale contracției , deci și ale volumului de retasură , foarte apropiate de cele ale fontelor cenușii modificate .

În vederea valorificării superioare a potențelor acestor materiale ( fontele cenușii

obținute prin retopire fontelor sintetice ), la compoziții chimice apropiate , prin tehnologii " clasice " cunoscute ( microaliere , modificare ) și fără creșteri substanțiale ale costurilor, se creează posibilitatea obținerii unor fonte cenușii turnate în piese cu proprietăți fizico - mecanice deosebit de valoroase .

În acest sens , pornindu-se de la compoziții " clasice " s-au luat în studiu două sorturi de fonte , categorisite ca Fc 200 și Fc 250 , utilizate foarte frecvent în turnarea de piese din fontă de calitate și care au fost supuse procedeelor de microaliere cu unul sau mai multe elemente de aliene ( cupru , crom , molibden , nichel , vanadiu , titan , staniu , bor ) și procedeelor de modificare cu Superseed , Mischmetall și VP 311 (primele două substanțe fiind foarte puțin utilizate în U.C.M. Reșița și chiar în alte turnătorii din țară ) .

Influențele favorabile ale tuturor elementelor de aliene ( fie și la nivel micro ) care, ca principale sunt formațiile de grafit , structura matricei , rezistența mecanică și duritatea , au condiționat efectuarea încercărilor de prelucrabilitate prin așchiere , apreciate prin viteza economică de așchiere corespunzătoare unei durabilități a cușitului de 60 minute pentru regimul de așchiere .

În ceea ce privește fontele cenușii de a doua fuziune elaborate în cuptorul electric cu inducție cu câptușeală acidă utilizând fonte sintetice în încărcătură ( elaborate în cuptorul electric bazic cu arc ) , putem trage următoarele concluzii :

- compoziția chimică a fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese , conduce la obținerea , în stare solidă , a unei structuri preponderent perlitică . Aceste fonte sunt caracterizate de încercări mecanice ridicate ( în special rezistența la rupere la tracțiune și duritatea ) , dar care nu afectează prelucrabilitatea prin așchiere a pieselor turnate . Prelucrabilitatea prin așchiere a pieselor turnate a fost urmărită la prelucrarea pe mașini- unelte prin parametrul vitezei de prelucrare ;

- apariția de dereglări în procesul tehnologic de elaborare a fontelor cenușii , adică nerespectarea temperaturilor de supraîncălzire a fontelor , a duratelor de menținere în stare lichidă sau la temperaturile de supraîncălzire , necorelarea compoziției chimice cu grosimea de perete a pieselor turnate , conduce la apariția unor zone dure pe secțiunea peretelui pieselor ceea ce determină îngreunarea procesului de prelucrare prin așchiere sau chiar la rebutarea pieselor ;

- duritatea ridicată a fontelor cenușii astfel obținute face posibilă utilizarea lor la obținerea unor piese turnate - subansamble componente ale mașinilor - unelte ( în special , cele ce necesită o rezistență la uzură ridicată ) ;

- elementele chimice din compoziția chimică de bază a fontelor cenușii de a doua fuziune turnate în piese , obținute din retopirea fontelor sintetice nu necesită , în cele mai multe cazuri , o corectare a conținutului lor și au o influență diferită celor din compoziția fontelor brute de furnal pentru turnătorie : masă metalică perlitică , dar separări de grafit lamelar modificat ;

- microalierea acestor fonte prin introducerea a două sau mai multe elemente de aliene ( cupru , crom , molibden , nichel , vanadiu , bor , staniu ) conduce la majorări semnificative ale caracteristicilor mecanice prin acțiunea lor asupra masei metalice de bază și prin acțiunea lor asupra gradului de dispersie al perlitului . Fontele slab aliate se

caracterizează prin structuri perlitice care se obțin chiar și în cazul turnării pieselor cu pereți groși . Utilizarea elementelor de microaliere ( aliere ) pentru fontele cenușii turnate în piese pentru motoare termice, utilaje metalurgice și chimice , turbine și instalații hidraulice , etc. și analizarea acestor aspecte într-un capitol separat , se bazează pe experiența producătorului respectiv care utiliza până la perioada prezentată, în încărcătura cuptoarelor fontă brută de furnal pentru turnătorie . În condițiile actuale ( experimentale și industriale ) , s-au utilizat deci, aceleași elemente de aliere și la aceleași concentrații urmărindu-se , însă efectul produs asupra structurii fontelor cenușii de a doua fuziune rezultate din retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție. Cunoscând rezultatele obținute pentru cele mai uzuale mărci de fonte cenușii ( Fc 200 și Fc 250 ) în condițiile anterioare menționate s-au urmărit deci în aceste experimentări caracteristicile structurale și implicit cele mecanice rezultate .

- în urma măsurării modului de comportare a acestor fonte cenușii turnate în piese la prelucrarea prin așchiere pe mașini - unelte , se observă că se obțin foarte bune ale prelucrabilității prin așchiere , inclusiv la valori ridicate ale durtății ;

- prin modificarea fontelor cenușii analizate , utilizând cantități foarte mici de modificatori, în special modificatori mai puțin utilizați la noi în țară cum este Superseed-ul , se obțin reduceri ale valorii durtății Brinell și creșteri ale rezistenței la rupere la tracțiune ;

- rezultatele obținute pentru piesele turnate din aceste fonte pentru motoare termice , ne arată faptul că fontele sintetice utilizate în încărcătura cuptoarelor electrice cu inducție sunt cele mai indicate , prin compoziția lor chimică , omogenitatea chimică și structurală , structură specifică fontelor cenușii modificate ;

- în urma modificării fontelor cenușii analizate , caracteristicile mecanice ale pieselor turnate sunt uniforme pe secțiunea peretelui și pe înălțimea pieselor turnate .

Analiza teoretică a influenței compoziției chimice și condițiilor de turnare asupra parametrilor fizici și mecanici ai fontelor sintetice și fontelor sintetice retopite , prin modelare matematică pe PC , în sistemul Mathcad 5.0 , ne relevă că datele experimentale obținute prin măsurare în condiții de laborator și industriale exprimate prin curbele de variație ale parametrilor dependenți în funcție de cei independenți , sunt în concordanță cu rezultatele teoretice modelate .

Prin acest capitol a fost subliniat faptul că tehnica de calcul a devenit un instrument de primă importanță în industria metalurgică , cu precădere industria de turnătorie , cu ajutorul căreia fabricația de piese turnate este capabilă să îmbunătățească spectaculos calitatea , să facă deciziile extrem de rapide , să reducă timpul până la realizarea prototipurilor , să reproiecteze piesele pentru profit , etc.

Utilizarea tehnicii de calcul evidențiată în ultimul capitol al lucrării a reliefat interdependențele dintre compoziția chimică a fontelor sintetice și retopite și condițiile de turnare , pe de-o parte , și proprietățile tehnologice de turnare și mecanice , pe cea de-alaltă parte . Astfel , rezultatele experimentale efectuate de autor precum și cele cunoscute din literatura de specialitate au fost subliniate prin modelul matematic utilizat, trasându-se și curbele de variație a parametrilor dependenți funcție de cei independenți. Din analiza comparativă a datelor experimentale cu cele teoretice , rezultă



superioritatea calitativă a materialelor supuse verificărilor , concretizate în proprietăți de turnare bune ( contracție , volum de retasură , fluiditatea ) alături de proprietăți mecanice ridicate ( rezistența la rupere la tracțiune , duritatea ) .

Întreaga lucrare s-a bazat pe analiza proprietăților fontelor de primă fuziune , respectiv a fontelor sintetice și modul lor de influențare a proprietăților fontelor cenușii de a doua fuziune obținute în cuptoare electrice , respectiv analiza fenomenelor de ereditate și a modurilor de corectare a deficiențelor ereditare și chiar de îmbunătățire a acestor fonte , pentru a ne înscrie pe linia asigurării unor calități ridicate pieselor turnate în concordanță cu cerințele industriale și ale pieței de semifabricate turnate .

Acum , la sfârșit de mileniu , când economia românească suferă transformări importante în dorința de a se transforma într-o economie de piață competitivă pe plan mondial , trece printr-o perioadă grea de tranziție marcată de luarea unor decizii importante în ceea ce privește industria metalurgică și industria de turnătorie bazate până în anul 1989 pe existența unor coloși industriali " mari " consumatori de energie și de materii prime care au condus la creșteri uneori nejustificate a costurilor produselor. Ca urmare trebuiau găsite soluții care să demonstreze viabilitatea întreprinderilor producătoare de piese turnate .

În ideea limitării gradului de poluare a mediului ambiant ( aer , apă , vegetație , etc. ) s-au luat măsuri de realizare a unor microclimate industriale . Astfel de inițiative legislative și organizatorice au condus la oprirea furnale ceea ce a determinat scăderea producției de fontă brută pentru turnătorie . Această decizie pripită a fost cea mai simplă la o analiză sumară fiind determinată de criterii economico - financiare proprii coloșilor industriali menționați caracterizate de imposibilitatea acestora de a-și asigura aparatură și tehnică modernă pentru funcționarea lor economică și în scopul prevenirii poluării mediului precum și pentru achiziționarea de materii prime de calitate ( ale căror costuri cresc și ele ca urmare a reducerii rezervelor naturale , pe plan mondial ) .

Prin urmare , varianta recirculării deșeurilor metalice feroase , aplicată de mult timp în țările puternic industrializate , a început să renască și la noi în țară . Astfel , în cadrul U.C.M. Reșița s-a inițiat acțiunea de revalorificare a deșeurilor metalice feroase proprii sau chiar din exterior cu compoziții chimice variate sau chiar necunoscute , cântându-se a se obține materiale de " primă " fuziune - fonte - destinate retopirii și turnării în piese :

Să nu oitem faptul că utilizarea deșeurilor de fontă proprii în cuptoarele electrice cu inducție a condus la pagube financiare însemnate ca urmare a scurtării perioadei de funcționare a agregatelor ( uzarea prematură a căptușelii refractare , suprasolicitarea instalațiilor ) , la impurificarea fontelor turnate în piese și la scăderea permanentă a calității pieselor turnate ( rarefierii , microretasuri , sufluri , zone dure , etc. ) .

În aceste condiții , uzina se regăsea în postura de producătoare de fontă sintetică de înaltă calitate obținută prin recircularea deșeurilor în cuptorul electric cu arc , bazic , postură care printr-o activitate de marketing corespunzătoare poate determina ca U.C.M. Reșița să devină furnizor de fontă sintetică , fapt ce ar conduce la creșterea profitului.

În final , putem concluziona că lucrarea se poate constitui , în actualele condiții

din țara noastră , într-o lucrare de referință , cu implicații deosebite în viabilitatea și în perpetuarea tradiției metalurgice în " Cetatea de foc " a Reșiței .

## BIBLIOGRAFIE

1. Albiță , G.,ș.a. - Cercetări experimentale privind modificarea fontelor în strat superficial. În : Metalurgia nr. 11 / noiembrie 1988 , p. 532.
2. Alexandrov , N.N.,ș.a. - Technologia polucenia i svoistva visokoprocinovo ciuguna s vermikuliarnîmgrafitom , în : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 8 , 1976 , p. 12...14.
3. Andreev , V.V.,ș.a. - Issledovanie osobennosti obrazovania vermikuliarnogo grafita v ciugune, în : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 5 , 1981 , p. 5...6.
4. Askoland , D.R.,ș.a. - Drossa forming reactions in the system Mg - Si - O in ductile iron, în : AFS Transactions , vol. 80 , 1972 , p. 349...358.
5. Avram , C., Iatan , M. - Posibilități de turnare ale fontelor cenușii de la Uzina Victoria Călan la evacuarea din fumal și după retopire în cubilou. În : Metalurgia , 1963, nr. 4 , p. 305...311.
6. Backerung , L., Nilsson , K., Steen , N. - Study of nucleation and growth of graphite in magnesium- treated cast iron by means of thermal analysis. Met. Cast Iro : Proc. 2 Int. Symp., Geneva , 1974 , St. Saphrin , 1975 , p. 635...637.
7. Bader , E.I. - Vlianie rastvorennogo kisloroda na formu grafita v ciugune. În: Liteinoe Proizvodstvo , nr. 4 , 1976 , p. 3.
8. Basutkare , P.K., Löper , C.R. - Corelation of microstructures with thermal analysis in heavy section ductile iron castings. În : AFS Transactions , 1971 , vol. 79 , p. 169...175 ( part.1 ) ; p. 167...185 ( part. 2 ) .
9. Bauer , J.M., Paupe , C. - Traitement à l'oxygène des fontes de moulage de haut fourneau. Fonderie , 1964 nr. 226 , p. 431...447.
10. Campomanes , E., Collier , R. - Production of cast iron containing intermediate forms of graphites. În : AFS Transactions , vol. 83 , 1985.
11. Blanc , G., Voliniak , N. - Amélioration de l'usinabilité par traitement de la fonte liquide á l'aide d'un barbotage d'azote . În : Fonderie , 1961 , nr. 180 , p. 3...10.
12. Chang , B. ,ș.a. - Scăderea efectului modificador la menținerea fontei modificate. În : J. Japan Institut Metals , 41 , nr. 10 , 1977 , p. 1019...1025.
13. Crișan , I.,ș.a. - Cercetări privind îmbunătățirea calității unor fonte cu grafit lamelar modificate , slab aliate. În : Metalurgia , nr. 12 / 1993.
14. Day , M.G. - Efect of Magnesium Additions on the Structure of Eutectic Graphyte , BCIRA Journal , 1970.
15. Davidova , S.G.,ș.a. - Vlianie dobavok magnia i toria na strukturu ciuguna. Svoistva rasplavlennih metallov , Moscova , Nauka , 1974 , p. 152...155.
16. Dixon , R.H.T. - Purification of cast iron by oxidation process. În : The British Foundryman , vol. 54 ( 1961 ) , nr. 4 , p. 162...170.
17. Dumitrescu , C.,ș.a. - Utilizarea fontelor cenușii cu structură modificată la execuția pieselor de înaltă rezistență mecanică. În : Metalurgia , nr. 9 / septembrie 1988, p. 480.
18. Elponi , J. - Production de la fonte au carbon de bois en général , et de la australienne , en particulier et ses emplois en fonderies de fonte et acieres ,

Ferrolegeringer A. G. , Zürich , 1966.

19. Geru , N. - Metalurgie fizică , Editura Didactică și Pedagogică , București , 1986.

20. Ghirșovici , N.G. , Steinberg , L.R. - Influența insuflării cu gaze asupra structurii și proprietăților fontei. În : Liteinoe Proizvodstvo , 1966 , nr. 4 , p. 22...23.

21. Goldenberg , L.I. , Ghenzehade , T.D. - Calitatea fontelor brute pentru turnătorie. În : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 5 , 1965 , p. 48.

22. Goldenberg , L.I. - Liteinoe Proizvodstvo , nr. 12 , 1958 , p. 2...3.

23. Goldenberg , L.I. , Monahova , V.S. - Liteinoe Proizvodstvo , 1968 , nr. 8 , p. 1...3.

24. Goldenberg , L.I. - Liteinoe Proizvodstvo , nr. 9 , 1968 , p. 7...8.

25. Gorșkov , A.A. - Alegerea fontei ca material pentru încărcături în turnătorii , în legătură cu problema eredității , Sb. Ciugune Lizio , Gorkii , 1958.

26. Gvetadze , R.G. , ș.a. - Liteinoe Proizvodstvo , nr. 10 , 1985 , p. 6...7.

27. Herfurth , K. , Ziegler , E. - Einige neue Aspekte zur Theorie über die Entstehung sur sachen der verschieden Graphit formenen in Gusseisen. În : Giessereitechnik , nr. 6 , 1978 , p. 171...175.

28. Ivahnenko , I.S. , ș.a. - Osobennosti Stroenia raslavov na osnove Sistemî Fe-C ih vzoimozviazî s professami grafito obrazovania i modifițirovania. În : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 4 , 1977 , p. 2...4.

29. Janovak , J.F. , Löper , G.R. - Process variable effects on magnezium and nodularity fade in molten nodular iron. În : AFS Transactions , vol. 79 , 1971 , p. 584...591.

30. Jukov , A.A. , ș.a. - O submikrogheteroghemnon Stroenii jidkovociuguma. În : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 6 , 1980 , p. 3...4.

31. Jukov , A.A. , ș.a. - Liteinoe Proizvodstvo , nr. 6 , 1986 , p. 27.

32. Karinti , P. , Galey , I. , Fonderd , I. , Lutgen , N. - Afinarea selectivă a manganului din fontă cu ajutorul clorului în stare născândă. În : Revue de Métallurgie , nr. 9 , 1967 , p. 721...740 sau Bollentina Tecnica Finsinder , nr. 251 , 1968 , p. 18...33.

33. Kompaniet , G.M. , Smonin , I.A. - Turnarea lingotierelor mari din fontă tratată cu sodiu activ. În : Stali , nr. 10 , 1962 , p. 953.

34. Kurocikin , P.D. - Fonta de fumal ca material de turnătorie. Metallurgizdat , 1963.

35. Ladljenski , B.N. , Bașmakov , A.D. - Tratarăa metalului lichid cu materiale pulverulente cu ajutorul jetului de gaz. În : Metallurgizdat , 1961.

36. Lakhine , I. - Metallographie et traitements thermiques des metaux , Editions Mir , Moscou , 1986.

37. Lehner , T. , Carlsson , G. , ș.a. - On fluid flow and metallurgical reactions in gas stirred melts. În : Metallurgical Research PLANT , 2nd International Conference on Injection Metallurgy , Lulea , MEFOS , Jernkontoret , 12-13 iun. 1980.

38. Levi , L.I. , Serebriakov , I.G. - Influența insuflării azotului molecular asupra structurii și proprietăților fontei de fumal. În : Izv. Vișș. ucebni. zavedenii . Chern. Metalurgia , nr. 5 , 1967 , p. 132...135.

39. Lingner , A.E. - Posibilități de reducere a conținutului de gaze din fonta brută pentru turnătorie. În : *Metalurgia* , nr. 2 , 1967 , p. 87...90.
40. Liu , P.C., ș.a. - Observation on the Graphite Morphology in Cast Iron. În: *AFS Transactions* , 1980 , p. 41...80 ; *Giesserei-Praxis* , nr. 13-14 , 1981 , p. 229...244.
41. Liubcenko , A.P., ș.a. - O deglobularizării grafită pri zavisenon soderjani magnia v ciugune. În : *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 3 , 1973 , p. 31...33.
42. Lupinca , C.I., Sporea , I. - Studiu privind modificarea grafitului prin microalierea fontelor hipoeutectice de a doua fuziune , Sesiunea de comunicări , Oradea, 28-29 mai 1994.
43. Lupinca , C.I. - Influența formei de turnare asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor hipoeutectice modificate , *Analele Universității " Eftimie Murgu " Reșița* , noiembrie 1994.
44. Lupinca , C.I. - Influența elaborării asupra cristalizării fontelor , *Analele Universității " Eftimie Murgu " Reșița* , noiembrie 1994.
45. Lupinca , C.I., Sporea , I. - Aspecte privind modificarea formei grafitului lamelar prin utilizarea unor modificali complexi , *Analele Universității " Eftimie Murgu"* , Reșița , noiembrie 1995.
46. Lupinca , C.I., Sporea , I. - Întrebuințarea sulfatului de bariu în amestecuri de formare pentru reducerea anumitor defecte de turnare la fontele cu grafit lamelar , în : *Analele Universității " Eftimie Murgu " Reșița* , noi. 1995 .
47. Lux , B., ș.a. - Branching of graphite crystals growing from a metallic solution, *The Metallurgy of Cast Iron* , Georgi Publishing Company St. Saphorin , Switzerland , 1975 , p. 495...505.
48. Lux , B. - Discussion , transaction from undercooled to flake graphite. *The Metallurgy of Cast Iron* , Georgi Publishing Company St. Saphorin , Switzerland, 1975, p. 289...293 ; Discussion , p. 528.
49. Malli , A.F., ș.a. - *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 3 , 1983 , p. 6...7.
50. Marienbach , L.M. - Bazele metalurgice ale proceselor din cubilou. *Mașghiz.* , 1960.
51. Milman , B.S., ș.a. - Vlianie silicocaltia na structuru ciuguna. În : *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 8 , 1972 , p. 23...24.
52. Mori , K., Sano , M. - Dynamics of Bubble Swarms in Liquid Metals. În : *Transactions ISIJ ( Japan )* , vol. 20 , 1980 , p. 668...674.
53. Mori , K., Sano , M. - Size of Bubbles in Energetic Gas Injection into Liquid Metal. În : *Transactions ISIJ ( Japan )* , vol. 20 , 1980 , p. 675...681.
54. Nechtelberger , E., ș.a. - Cast Iron with vermicular / compacted graphite. State of the Art Development Production , Properties , Applications 49th International Foundry Congress , Chicago , April 14-17 , 1982.
55. Ostrovski , O.I., ș.a. - Fiziceskie svoistva rasplavov Fe - C - Si. În : *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 4 , 1977 , p. 2...4.
- 55a. Petrescu , M., Britchi , M., Călin , M. - Posibilități de inducere a comportării superplastice în fonte prin solidificare ultrarapidă , în : *Metalurgia* , nr. 3 , 1996 , p. 16.
56. Piwowarski , E. - Fonte de înaltă calitate , *Editura Tehnică* , București , 1967.

57. Ripoșan , I. - Structura celulelor eutectice în cazul fontelor cu grafit vermicular. În : Buletin I.P.B., Seria Chimie - Metalurgie , tomul XL , nr. 2 , 1978 , p. 107...112.
58. Ripoșan , I. - Cercetări privind elaborarea fontelor cenușii cu tenacitate ridicată. Contribuții la studiul fontelor modificate cu grafit vermicular ( Teză de doctorat), București , 1978.
59. Ripoșan , I., Chișamera , M. - Tehnologia elaborării și turnării fontei , Editura Didactică și Pedagogică , București , 1981.
60. Ripoșan , I., Sofroni , L. - Fonta cu grafit vermicular , Editura Tehnică , București , 1984.
61. Ripoșan , I., ș.a. - Fonte albe rezistente la uzură , Editura Tehnică , București , 1987.
62. Ripoșan , I., ș.a. - Fonta bainitică , Editura Tehnică , București , 1988.
63. Ripoșan , I., ș.a. - Modificarea fontei în bazinul formei cu modificatori grafitizanți pastile - o soluție eficientă și economică. În : Metalurgia , nr. 7 / iulie 1988, p. 374.
64. Ripoșan , I. - Noi soluții pentru modificarea fontelor cenușii. Congresul al 60-lea Mondial de Turnătorie , Olanda , septembrie 1993.
65. Sadocha , J.P., Gruzleski , J.E. - The mechanism of graphite spheroidal formation in pure Fe - C - Si - alloys. În : The Metallurgy of Cast Iron , Georgi Publishing Company , St. Saphorin , Switzerland , 1975 , p. 443...461.
66. Salașov , V.A. , ș.a. - Bessii iznosostoikii vanadievii ciugun. În : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 6 , 1970 , p. 7...10.
67. Sergeant , G.F., Evans , E.R. - The production and properties of compacted graphite irons. În : The British Foundryman , nr. 5 , 1978 , p. 115...124, nr.3, 1979 , p. 65...66.
68. Shissler , J.M., ș.a. - The Physical Metallurgy of Cast Iron , Eisevier Science Publishing Co. , 1985 , New York , p. 335...344.
69. Sidorenko , A.A., ș.a. - Vlianie skorsti ohlajdenia na formu grafita v ciugune. În : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 10 , 1977 , p. 10...11.
70. Smoliskov , T.M. , Mojarov , M.B. - Ob obrazevaniim karbidov magna i toria v visokoprocinih ciugunah. În : Izv. Chern. Metalurghia , nr. 6 , 1978 , p. 134...137.
71. Snejoi , R.L., Zukov , A.A. - Factors affecting graphite shape in cast iron. The Metallurgy of Cast Iron , St. Saphorin ( Elveția ) , Georgi Publishing Co. , 1975 , p. 841...860.
72. Snejoi , R.L. - K teorii obrazovania șarovidnovo grafita v ciugune. În : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 5 , 1980 , p. 3...5.
73. Snejoi , R.L., ș.a. - Liteinoe Proizvodstvo , nr. 8 , 1985 , p. 22...23.
74. Sofroni , L., Cosneanu , C. - Contribuții la studiul contracției fontelor brute pentru turnătorie. În : Metalurgia și Construcții de Mașini , nr. 8 , 1961 , p. 655...663.
75. Sofroni , L., Cosneanu , C. - Considerații privind compoziția chimică și structura fontelor brute. În : Metalurgia și Construcții de Mașini , nr. 10 , 1961 , p. 847...857.
76. Sofroni , L., ș.a. - Considerații privind conținutul de gaze și incluziuni din

- fontele brute indigene. În : Studii și Cercetări Metalurgice , nr. 1 , 1962 , p. 73...87.
- 77.Sofroni , L., Marinescu , D. - Îmbunătățirea calității fontelor de primă fuziune prin tratare cu gaz metan. În : Metalurgia , nr. 12 , 1964 , p. 526...533.
- 78.Sofroni , L., Ștefănescu , D.M. - Fonte modificate cu proprietăți superioare, Editura Tehnică , București , 1971 , p. 389.
- 79.Sofroni , L., Ștefănescu , D.M. - Fonte speciale , Editura Tehnică , București, 1974.
- 80.Sofroni , L.,ș.a. - Fonta cu grafit nodular , Editura Tehnică , București , 1978.
- 81.Sofroni , L.,ș.a. - Turnarea fontei , Editura Didactică și Pedagogică , București, 1985.
- 81a.Sofroni , L., Chișamera , M., Ripoșan , I. - Noi posibilități de control al compactității grafitului și de modificare a fontelor , în : Metalurgia , nr. 2 , 1988 , p. 25.
- 82.Sora , T. - Fonte elaborate în cuptorul electric cu inducție de 3,3 tone la U.C.M.Reșița , Sesiunea de Comunicări , Reșița , 1968.
- 83.Spleiss , E. - Fonte rezistente la temperaturi ridicate aliate cu aluminiu. În: Metalurgia , nr. 6 , 1968 , p. 362...365.
- 84.Sporea , I. - Influența microadaosurilor asupra fontelor brute. Comunicare la Sesiunea științifică , Universitatea Babeș-Bolyai Cluj , 1963.
- 85.Sporea , I. - Brevet de invenție OSI , Nr. 50753, Tratarea fontei lichide cu microadaosuri , 1967.
- 86.Sporea , I. - Cercetări privind modificarea fontelor brute hipereutectice în vederea îmbunătățirii calității fontelor de a doua fuziune ( Teză de doctorat ) , Timișoara, 1971.
- 87.Sporea , I. - Influența microadaosurilor din fonta brută asupra fluidității și gradului de albire al fontelor brute și retopite în cubilou. În : Buletinul științific și tehnic al IPT , Seria mecanică , Tomul 17 / 31 , fasc. 1 / 1972.
- 88.Sporea , I. - Asupra eficacității micromodificării fontelor brute de fumal. În: Buletinul științific și tehnic al IPT , Seria mecanică , Tomul 19 / 33 , fasc. 1 / 1974.
- 89.Sporea , I.,ș.a. - Influența microadaosurilor din fonta brută asupra procesului de recoacere a fontelor , Sesiunea tehnico-științifică , Secția a V- a , 22-23 octombrie 1993 , Reșița.
90. Sporea , I., Lupinca , C.I.,ș.a. - Considerații asupra transformării eutectice din aliajele Fe - C ( partea I-a ) , Buletinul științific și jubiliar , Herculane, noe. 1995 .
91. Sporea , I., Lupinca , C.I.,ș.a. - Considerații asupra transformării eutectice din aliajele Fe - C ( partea a II-a ) , Buletinul științific și jubiliar , Herculane, noe. 1995.
92. Sporea , I., Lupinca , C.I.,ș.a. - Influența modificatorilor asupra structurii fontelor cenușii , Proceedings of the scientific communications meeting of " Aurel Vlaicu" University of Arad , Third edition , arad , 16th - 17th of May 1996 .
- 93.Sucikov , A.N.,ș.a. - Liteinoe Proizvodstvo , nr. 9 , 1985 , p. 8...9.
- 94.Sumihin , V.S.,ș.a. - Ghisterezis viazkosti jelezouglerodistih rasplavov. În: Liteinoe Proizvodstvo , nr. 6 , 1978 , p. 4...5.
- 95.Sumihin , V.S. - Povedenie ugleroda v rasplavah ciuguna. În : Liteinoe Proizvodstvo , nr. 5 , 1978 , p. 4...6.

96. Sumihin , V.S. - Influența elaborării asupra cristalizării fontelor. În : *Plavka liteinîh. Šplavon* , Kiev , 1982 , p. 35...41.
97. Suzuki , K. - Behaviors of Graphite in Cast Iron in the Procers of Rapid Metting Using a Spot Welder. În : *Imono* , nr. 4 , 1980 , p. 213...217.
98. Ștefănescu , Cl., Ștefănescu , D.M. - Îndreptar pentru turnători , Editura Tehnică , București , 1972.
99. Ștefănescu , D.M.,ș.a. - Cercetări privind fabricarea fontelor cu grafit vermicular. În : *Metalurgia* , nr. 6 , 1979.
100. Ștefănescu , D.M., Löper , C.R. - Neue Fortschritte auf Gebiet des Gusseisen mit Vermiculargraphit. În : *Giesserei-Praxis* , nr. 5 , 1981 , p. 73...96.
101. Ștefănescu , Cl.,ș.a. - Îndrumarul proiectantului de tehnologii în turnătorii, Editura Tehnică , București , vol. 1 , 1985 , vol. 2 , 1986.
102. Tourier , R. - Une nouvelle qualité de fonte de moulage grâce au gazai, *Rev. aux liquide* , vol. 12 ( 1964 ) , nr. 48 , p. 18...22.
103. Trentini , B. - La procédé OLP d'affinage des fontes à l'oxygèn pur et à la poudre de chaux. În : *Tech. mod.* 53 ( 1961 ) , nr. 5 , p. 177...182.
104. Varga , F., Vörös , E. - Einfluss der Entgazung und der Gessvüllung auf die Eigenschaften des Gusseisens , *Giessereitechnik* , nr. 1 , 1965 , p. 5...11.
105. Vestika , A. - Influența barbotării cu gaze asupra calității ei. În : *Slevarenstvi*, nr. 1 , 1965 , p. 8...14.
106. Vladimirov , L.P. , Kapita , N.M. - Isledovanie vozmojnosti obrazovania okislov sulfidov i karbidov iz dostavliaiuščih kompleksnih modifikatorov ciuguna. În: *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 10 , 1977 , p. 3...4.
107. Von Capelle , C.D.f. - Praktische Hinweis zur Optimierung von Gusseisen für Motorenuß. În : *Giesserei-Praxis* , nr. 18 , 1989 , p. 308...311.
108. Vrahnenko , I.S.,ș.a. - Osobennosti stroenia rasplavov na osnove sistemi Fe - C i îh vzoimozviazî s proțessami grafitoobrazovania i modifițirovania. În : *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 4 , 1977 , p. 2...4.
109. \* \* \* - Extrase din lucrările celui de-al 34-lea Congres Internațional de Turnătorie ( Paris , octombrie 1967 ). În : *Metalurgia* , nr. 7 , 1968 , p.441...443.
110. \* \* \* - *Expres Informația Tolp* , nr. 8 , 1968 , ref. 51.
111. \* \* \* - *Giesserei* , nr. 18 , 1984 , p. 688.
112. \* \* \* - *Giesserei* , nr. 18 , 1984 , p. 694.
113. \* \* \* - *Giesserei* , nr. 11 , 1985 , p. 325...329.
114. \* \* \* - *Giesserei-Praxis* , nr. 314 , 1985 , p. 29...40.
115. \* \* \* - Injected bubbles lightan ironmaking. În : *Iron Age* , nr. 19 , vol. 1964, 1964 , p. 81.
116. \* \* \* - *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 9 , 1963 , p. 39.
117. \* \* \* - *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 6 , 1981 , p. 31.
118. \* \* \* - *Liteinoe Proizvodstvo* , nr. 6 , 1981 , p. 32...33.
119. \* \* \* - Procédé permettant l'affinage continu de fonte brute. Patent francez , nr. 1429784 , C 21c / 17 ianuarie 1966.
120. \* \* \* - Procedeul BISRA de afinare a fontei cu jet de oxigen. În :



Metalurgia , vol. 74 , nr. 445 , 1966.

121. \* \* \* - Spray Steelmaking Millon Iron works. În : Modern Casting, 52 (1967 ) , nr. 6 , p. 52...54.

122. \* \* \* - Principal Graphite Forms in cast Iron. În : BCIRA Journal, nr. 138,1977.

123. \* \* \* - The British Foundryman , aug. - sept. 1984 , p. 370...378.

124. \* \* \* - The British Foundryman , 1985 , nr.5 .

125. \* \* \* - The production of Ni - Hard Martensitic Cast Iron . The International nickel Company Limited , 1963 , p. 47.

126. \* \* \* - Manuel des fontes moulée , Paris , Ed. Techniques des Industries de la Fonderie , 1965 , p. 21.

127. \* \* \* - Tratarea fontei și oțelului în oală , în : Stal , nr. 2 , 1994 , p. 27.

128. \* \* \* - Insuflarea de pulbere de carbură de calciu , în fontă topită , partea I - a , în : Ironmaking and Steelmaking , nr. 4 , 1994 , p. 303 .

129. \* \* \* - Insuflarea de pulbere de carbură de calciu , în fontă topită , partea a II - a , în : Ironmaking and Steelmaking , nr. 4 , 1994 , p. 309 .

130. \* \* \* - Noua metodă de îndepărtare a sulfului și fosforului din fontă și oțel , în : Metal and Casting of Ukraine , nr. 4 - 5 , 1994 , p. 7 .

131. \* \* \* - Elaborarea fontei și oțelului cu regenerarea zgurii , în : Metal and Casting of Ukraine , nr. 4 - 5 , 1994 , p. 19 .

132. \* \* \* - Optimizarea compoziției amestecului exoterm pentru creșterea temperaturii fontei de primă fuziune , în : Metal and Casting of Ukraine , nr. 4 - 5 , 1994 , p. 33 .

133. \* \* \* - Efectul vitezei de topire asupra schimbului de căldură și reducerii în furnal , în : Stal , nr. 5 , 1994 , p. 6 .

134. \* \* \* - Optimizarea produselor cilindrice din fontă albă turnată prin atomizare , în : Revue de Métallurgie , nr. 5 , 1994 , p. 721 .

135. \* \* \* - Modificarea conținutului de impurități în fontă în timpul descărcării , în : Stal , nr. 7 , 1994 , p. 7 .

136. \* \* \* - Transformarea  $\gamma - \alpha$  , în fontele cu conținut mic de carbon , în : ISIJ International , nr. 8 , 1994 , p. 615 .

137. \* \* \* - Construcția și rezultatele de funcționare a unei instalații moderne de cubilouri cu aer cald , într-o turnătorie din industria automobilelor , în : Giesserei , nr. 14 , 1994 , p. 471 .

138. \* \* \* - Influența materialelor de încărcare și a instalațiilor asupra fontei cu grafit lamelar , partea I - a , în : Giesserei , nr. 24 , 1995 , p. 909 .

139. \* \* \* - Viitorul fontei de primă fuziune , în : Giesserei - Praxis , nr. 15 - 16 , 1994 , p. 399 .

## CUPRINS

Introducere.....	pag. 3
Cap. I. Particularitățile structurale ale fontelor cenușii.....	7
1.1. Structura fontelor în stare lichidă.....	7
1.2. Structura fontelor în stare solidă.....	11
1.2.1. Structura primară a fontelor.....	11
1.2.2. Structura secundară a fontelor.....	14
1.3. Mecanismul obținerii separărilor compacte de grafit.....	17
1.3.1. Teoria adsoției preferențiale a elementelor modificatoare la suprafața germenilor de grafit și rafinării acestora.....	17
1.3.2. Ipoteza dezagregării pachetelor de grafit.....	20
1.4. Problema eredității la fonte.....	23
1.4.1. Influența diferiților factori asupra eredității.....	23
1.4.2. Influența condițiilor de elaborare asupra eredității.....	25
Cap. II. Studii și cercetări privind elaborarea fontelor brute de primă fuziune ( de furnal ).....	29
2.1. Particularitățile fontelor brute de furnal pentru turnătorie.....	29
2.2. Caracteristicile fontelor brute indigene.....	32
2.2.1. Compoziția chimică.....	32
2.2.2. Conținutul de gaze și de incluziuni.....	34
2.2.3. Con tracția fontelor brute.....	36
Cap. III. Studii și cercetări privind îmbunătățirea proprietăților fontelor brute de turnătorie.....	39
3.1. Tratarea fontelor brute fără modificarea compoziției chimice.....	39
3.1.1. Tratarea fontelor brute în stare lichidă cu gaze.....	39
3.1.2. Tratarea prin adaos de aluminiu și barbotare cu azot.....	43
3.2. Tratarea fontelor brute în vederea modificării compoziției chimice.....	45
3.3. Tratarea fontelor brute de furnal cu microadaosuri.....	48
3.4. Variația conținutului de gaze și incluziuni prin tratarea fontelor în stare lichidă.....	52
Cap. IV. Studii și încercări privind elaborarea fontelor sintetice în cuptoare electrice bazice , cu arc.....	54
4.1. Tehnologia de elaborare a fontelor sintetice.....	54
4.1.1. Procesele metalurgice din cuptorul electric bazic , cu arc.....	55
4.1.2. Tehnologia propriu-zisă de elaborare a fontei sintetice.....	56
4.1.3. Perioada de oxidare a elementelor chimice.....	59
4.1.4. Rafinarea fontei sintetice.....	60
4.2. Caracteristicile fontelor sintetice elaborate în cuptorul electric bazic , cu arc.....	62
4.2.1. Tratarea fontei sintetice în stare lichidă.....	62
4.2.2. Structura fontei sintetice în stare solidă.....	66

4.2.3. Conținutul de gaze în fontele sintetice.....	68
4.2.4. Fluiditatea fontelor sintetice.....	71
4.2.5. Con tracția și volumul de refasură al fontei sintetice.....	72
4.2.6. Caracteristicile mecanice ale fontelor sintetice.....	74
<b>Cap. V. Retopirea fontelor sintetice în cuptorul electric cu inducție și corectarea compoziție chimice.....</b>	<b>77</b>
5.1. Particularitățile retopirii în cuptorul electric cu inducție.....	77
5.2. Caracteristicile fontelor sintetice retopite.....	79
5.2.1. Conținutul de gaze.....	79
5.2.2. Fluiditatea.....	82
5.2.3. Volumul de retasură.....	84
5.2.4. Structura metalografică.....	88
5.2.5. Caracteristicile mecanice.....	93
<b>Cap. VI. Utilizarea fontelor sintetice la obținerea fontelor cenușii de a doua fuziune.....</b>	<b>98</b>
6.1. Influența principalelor elemente chimice din compoziția chimică a fontei asupra structurii și proprietăților.....	99
6.2. Influența elementelor de aliere asupra structurii și proprietăților fontelor.....	105
6.3. Influența impurităților asupra structurii și proprietăților.....	121
6.4. Prelucrabilitatea pieselor turnate.....	124
<b>Cap. VII. Modificarea fontelor cenușii hipoeutectice.....</b>	<b>128</b>
7.1. Probleme generale privind modificarea fontelor cenușii.....	128
7.2. Tehnologia de modificare - rezultate experimentale.....	131
<b>Cap. VIII. Modelarea matematică , în sistemul Mathcad 5.0 , a influenței compoziției chimice și a condițiilor de turnare asupra proprietăților fontelor sintetice și retopite .....</b>	<b>143</b>
8.1. Modelul matematic.....	143
8.2. Fonte sintetice.....	145
8.2.1. Influența compoziției chimice.....	145
8.2.2. Influența condițiilor de turnare.....	153
8.3. Fonte sintetice retopite.....	160
8.3.1. Influența compoziției chimice.....	160
8.3.2. Influența condițiilor de turnare.....	168
<b>Concluzii.....</b>	<b>177</b>
<b>Bibliografie.....</b>	<b>187</b>