

MINISTERUL EDUCATIEI SI INVATAMINTULUI
INSTITUTUL POLITEHNIC „TRAIAN VUIA”
T I M I S O A R A
FACULTATEA DE MECANICA

ING.DUMITRU D.RAILEANU

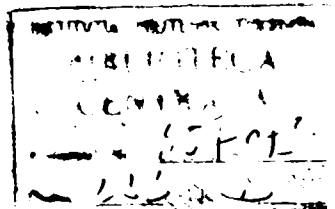
CERCETARI PRIVIND TRATAMENTUL TERMOMAGNETIC
AL OTELURILOR CARBON DE IMBUNATATIRE

- TEZA DE DOCTORAT -

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

CONDUCATOR ȘTIINȚIFIC,
Prof.Dr.Doc.Ing.AUREL NANU

- 1974 -



BUPT

In condițiile actuale de dezvoltare a tehnicii moderne se pune problema folosirii unor materiale cu caracteristici mecanice mai ridicate decât cele utilizate în trecut și în prezent. De aici rezultă și interesul deosebit al cercetărilor care își propun îmbunătățirea complexului de proprietăți mecanice ale oțelului pe alte căi, mai eficiente, decât cele utilizate până în prezent.

In acest sens un loc deosebit îl ocupă metodele de îmbunătățire a complexului proprietăților mecanice prin aplicarea câmpurilor de forțe, în general, și a câmpurilor magnetice, în special, peste transformările de fază care au loc în timpul variației temperaturii. Sub influența simultană a variației temperaturii și a fenomenului de magnetostricțiune a fazei feromagnetice se ajunge la apariția în oțel a unui mare număr de neregularități structurale, motiv pentru care se modifică densitatea dislocațiilor în sensul măririi acesteia ajungându-se, în final, la mărirea rezistenței materialului.

Intrucât corelația dintre variația temperaturii de tratament termic, câmpul de forțe și complexul de proprietăți mecanice este puțin analizată, în această lucrare se propune studiarea tocmai a interdependenței dintre factorii amintiți cu scopul obținerii unor materiale caracterizate printr-un complex de proprietăți mecanice superior celui al materialelor utilizate până în prezent prin valorificarea mai eficientă a rezervelor interne ale oțelurilor carbon de îmbunătățire. Având în vedere diferitele posibilități de modificare a proprietăților mecanice ale materialelor metalice, din analiza dependenței rezistenței la deformare de densitatea dislocațiilor, fig.1, rezultă că, în această lucrare se urmărește mărirea rezistenței materialului pe calea măririi

densității dislocațiilor, utilizând deci numai ramura ascendentă a funcției $\sigma = f(\rho)$.

Se ajunge în acest fel la creșterea rezistenței reale a materialului prin mecanismul micșorării localizării rupei, adică prin crearea unor astfel de condiții încât la procesul elementar de rupere să participe un număr cât mai mare de atomi.

Dacă se are în vedere considerațiile teoretice privind influența tratamentului termic asupra proprietăților oțelurilor se poate afirma că scopul cercetărilor efectuate în cadrul acestei lucrări este de a valorifica mai bine rezervele de îmbunătățire ale complexului proprietăților mecanice care, în prezent, sînt departe de a fi epuizate.

Intrucît în viitor posibilitatea de elaborare în cantități suficiente a oțelurilor aliate este periclitată, în mare măsură, din cauza deficientului de elemente de aliere, rezultă că cercetările trebuie orientate pe direcția îmbunătățirii proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon prin aplicarea unor tratamente complexe.

Sub aspect practic, cercetările sînt justificate deoarece, pe de o parte, în anumite condiții se poate renunța la îmbunătățirea proprietăților mecanice prin metoda alierii, iar pe de altă parte, se mărește domeniul de utilizare al oțelurilor carbon.

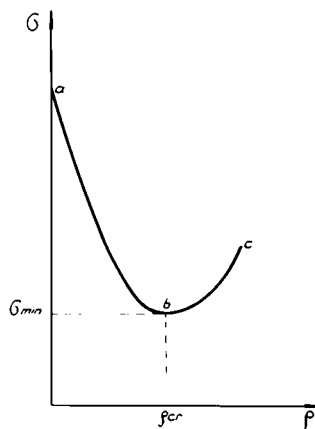


Fig.1.- Dependența rezistenței la deformare de densitatea dislocațiilor [N1].

Comparativ cu procedeele "ausforming", "maraging", "marts-tressing" și alte tratamente complexe, tratamentul termomagnetic (TMMag^x) prezintă anumite particularități, motiv pentru care, în viitorul apropiat, va avea o largă utilizare.

x
x x

Scopul dizertației constă în valorificarea posibilităților de îmbunătățire a complexului proprietăților mecanice ale oțelului carbon de îmbunătățire folosindu-se interacțiunea dintre câmpul magnetic și material.

Lucrarea este împărțită în opt capitole și cuprinde 162 pagini, 153 figuri și 118 indicații bibliografice.

Primul capitol tratează stadiul actual al cercetărilor în domeniul TMMag precum și aspectele teoretice ale acestora. Din analiza critică comparativă a diferitelor lucrări rezultă o serie de concluzii care au fost luate în considerare la stabilirea direcției și metodei de cercetare a TMMag.

În capitolul doi se prezintă instalația experimentală concepută și realizată în vederea studiului TMMag aplicat tuturor oțelurilor carbon de îmbunătățire. La construcția acesteia s-au avut în vedere diferitele instalații folosite de cercetătorii în acest nou domeniu al tratamentelor termice. Instalația este astfel concepută încât tratamentul se poate aplica după un anumit grafic, impus de scopul urmărit. Spre deosebire de alte instalații, instalația proprie este mai simplă, mai sigură în exploatare și mai economică, prezentând în plus și avantajul încălzirii materialului la temperaturi raportate strict la un anumit punct critic real. Din punct de vedere funcțional, instalația se caracterizează

x)

În cele ce urmează prin TMMag se va înțelege tratament termomagnetic



prin elasticitate, așa încît se pot aplica diferitele tipuri de tratamente termice - călire, revenire, recoacere, normalizare - în cîmp magnetic. În principiu instalația se poate aplica tuturor feromagneticii la care se poate realiza coincidența practică a punctelor critice Ac₃ (Ar₃) și A₂.

În capitolul trei sînt abordate diferite probleme legate de stabilirea condițiilor de aplicare a TTMag la oțelurile carbon de îmbunătățire. După prezentarea principiului metodei TTMag se stabilește natura și intensitatea cîmpului magnetic și apoi se analizează detaliat influența cîmpului magnetic asupra punctelor critice, temperaturii de călire și temperaturii de dezorientare. Deoarece în lucrare se urmărește și problema eficacității TTMag, acest capitol se încheie cu cercetarea unui aspect deosebit de important din punct de vedere practic și anume durata de încălzire în cîmpuri magnetice.

În cea mai importantă parte a lucrării - capitolul patru - sînt prezentate cercetările privind influența TTMag asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire supuse tratamentelor de recoacere, normalizare și călire în cîmp magnetic. Din punct de vedere metodologic, comparativ cu alte lucrări, în prezenta lucrare se abordează pentru prima dată, în mod sistematic, o întreagă grupă de feromagnetici și anume oțelurile carbon de îmbunătățire, ceea ce a permis generalizarea rezultatelor și stabilirea unor principii de aplicare a TTMag.

Capitolul cinci este consacrat metalografiei magnetice a materialelor polinare și polifazice. Pentru interpretarea rezultatelor obținute în capitolul precedent, în cursul cercetărilor s-a impus necesitatea aplicării metalografiei magnetice la oțelurile carbon de îmbunătățire cu scopul diferențierii unor constituenți metalografici, a stabilirii cantității de austenită reziduală,

precum și a unor probleme neabordate încă în literatura de specialitate. Spre deosebire de alte lucrări din domeniul metalografiei magnetice, în această lucrare este abordată pentru prima dată, în mod sistematic, influența compoziției și structurii asupra caracteristicilor imaginii magnetice la o grupă întreagă de materiale feromagnetice polinare și polifazice.

În capitolul șase sînt prezentate cercedările privind influența T_{Mag} asupra unei importante caracteristici a oțelurilor și anume călibilitatea, iar în capitolul șapte sînt tratate diferite aspecte economice ale T_{Mag} și se pun în evidență eficiența și valoarea practică a acestora.

Ultimul capitol - al optu-lea - cuprinde concluziile finale în domeniul teoriei tratamentelor termice și termomagnetice precum și în domeniul aplicativ.

x
x x

Disertantul exprimă sincere mulțumiri conducătorului științific Prof.dr.doc.șt.ing.AUREL NANU, pentru îndrumarea permanentă, sprijinul neobosit și sugestiile deosebit de valoroase care au permis finalizarea acestei lucrări.

Disertantul mulțumește de asemenea și colegilor din Timișoara, București, Cluj și Galați pentru observațiile, aprecierile, indicațiile încurajatoare și concursul dat în elaborarea acestei lucrări.

1. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR ÎN DOMENIUL TRATAMENTELOR TERMOMAGNETICE

1.1. Direcții de cercetare în domeniul tratamentelor termomagnetice

În domeniul TTMag există un număr relativ redus de lucrări, majoritatea acestora referindu-se la modificarea unor proprietăți fizice sub influența câmpurilor magnetice continue sau alternative.

Deși aceste lucrări prezintă, în general, o serie de lipșuri ce vor fi semnalate la sfârșitul acestui paragraf, ele rămân totuși valoroase prin sugestiile care rezultă din analiza lor.

În cele ce urmează se trec în revistă principalele lucrări care au legătură cu această teză de doctorat și se insistă la acele aspecte care au constituit puncte de plecare pentru prezenta lucrare.

În lucrarea [A5] se cercetează numai aliajele feromagnetice moi, pentru care ultima operație tehnologică este TTMag. Lucrarea se rezumă la stabilirea corelației dintre diferiții parametri ai regimului TTMag, cum ar fi temperatura, de la care începe răcirea în câmp magnetic, viteza de răcire, natura câmpului magnetic și intensitatea acestuia. Cercetările au dus la concluzia că efectul maxim al TTMag se obține pentru câmpuri magnetice slabe (10...15 Oe), oricare ar fi natura acestora (câmp continuu, pulsant sau alternativ). Din lucrare rezultă domeniul de aplicare al TTMag și nu se justifică alegerea temperaturii de tratament termic. TTMag s-a efectuat într-un câmp magnetic circular, produs într-un dispozitiv în care piesele sub formă inelară sînt dispuse etajat pe o bară de cupru prin care trece curentul necesar magnetizării.

Lucrare a [B8] se axează pe TTMag ale aliajelor care prezintă transformări de fază. La elaborarea lucrării autorul a avut ideea de a mări eficacitatea tratamentului termomagnetic, prin aplicarea câmpului magnetic. Condițiile de lucru sînt riguroase deoarece, pentru reușita tratamentului, se pune condiția ca ecruisarea austenitei să fie executată la temperaturi cînd aceasta este suficient de stabilă așa încît să se evite declanșarea proceselor de recristalizare. Tratamentul termomecanomagnetic constă în suprapunerea câmpului magnetic peste transformarea austenitei ecruisate prealabil în martensită. Autorul constată o "orientare a cristalitelor de martensită cu axa mare de-a lungul sau aproape de-a lungul direcției de magnetizare ușoară". Prin această afirmație Bernstein modifică tabloul cunoscut privind transformarea martensitică, precum și orientarea cristalitelor de martensită. În lucrare se mai pune în evidență un fapt important și anume, sub acțiunea câmpului magnetic, se atenuează influența granițelor foștilor grăunți de austenită asupra unora dintre proprietățile aliajelor, mai ales asupra susceptibilității lor la fragilitatea de revenire la temperaturi înalte. Autorul, printre altele, a sesizat un fapt important privind reușita tratamentului termomecanomagnetic: Câmpul magnetic trebuie să se suprapună peste transformarea de fază. În cadrul lucrării, autorul a experimentat oțeluri carbon cu 0,2; 0,45; 0,7 și 1,2 % C, cînd temperaturile de austenitizare au fost de 900°C, respectiv 850°C, 620°C și 800°C. La oțelurile cu 0,2; 0,45 și 1,2 % C temperaturile de austenitizare s-au ales după criteriile ce concordă cu alte indicații din literatură referitoare la TTMag. În afara acestor materiale, autorul a luat în considerare și fierul tehnic pur la care a constatat o majorare a rezistenței reale la rupere, pe care o explică prin acțiunea de finisare a structurii de către magneto-

stricțiune. Ca rezultat al cercetărilor autorul propune o schemă de tratament termomecanomagnetică conținând din răcirea rapidă a materialului, austenitizat în prealabil, în câmp magnetic în condiții în care austenita se poate transforma în martensită. Bernstein pune în evidență doi factori esențiali privind eficacitatea tratamentului: - un grăunte inițial de austenită de dimensiuni mici, obținut prin deformare plastică;

- orientarea elementelor structurale feromagnetice datorită câmpului magnetic.

Lucrarea nu dă indicații privind instalația TTMag utilizată pentru cercetări.

x

x x

L.A.Ciudnovskaia, M.L.Bernstein și L.G.Sevliakova [C2], cercetînd efectul TTMag asupra oțelurilor pentru scule, analizează influența acestui tratament asupra unor proprietăți mecanice - rezistența la rupere și limita de curgere - ale oțelurilor XBГ (%C = 0,9...1,05; %Si = 0,15...0,35; % Mn = 0,8...1,1; % P = 0,03; %S = 0,03; % Cr = 0,9...1,2; % W = 1,2...1,6; % Mo = 0,3; % Ni = 0,4) și Fl8 (%C = 0,7...0,8; %Si = 0,4; % Mn = 0,4; % S = 0,03; % P = 0,03; % Cr = 3,8...4,4; % W = 17,5...19; % V = 1...1,4).

Autorii au aplicat acestor materiale două tipuri de tratamente termomagnetice : călirea și revenirea magnetică. În vederea călirii, oțelurile au fost austenitizate într-un cuptor obișnuit, iar călirea magnetică a avut loc într-un vas cu ulei dispus între polii unui electromagnet sau într-un vas așezat într-un solenoid. Intensitatea câmpului magnetic continuu a fost de 5000 Oe, iar a celui alternativ de 1200 Oe.

La efectuarea revenirii magnetice epruvetele s-au aflat sub acțiunea câmpului magnetic în toate etapele tratamentului termic:

././.

încălzire, menținere și răcire. Pentru ambele oțeluri au fost folosite temperaturi de călire și revenire obișnuite.

În cazul oțelului XBF, tratamentul termomagnetic de călire în câmp magnetic continuu a dus la mărirea rezistenței de rupere la încovoiere cu 65%. Rezultate asemănătoare s-au obținut și la călirea în câmp magnetic alternativ. Pentru oțelul P18 călit în câmp magnetic continuu, efectul TTMag este mai slab exprimat, așa încât, creșterea rezistenței de rupere la încovoiere este de numai 25%, în comparație cu aceeași caracteristică determinată pe materialele călite obișnuit. La călirea magnetică în câmp magnetic alternativ rezistența de rupere la încovoiere se reduce, autorii explicând aceasta prin micșorarea vitezei de răcire datorită acțiunii de încălzire a curenților Foucault".

Pentru revenirea magnetică s-au folosit numai materiale călite obișnuit. În cazul oțelului XBF, după călire obișnuită și revenire în câmp magnetic alternativ la 175°C, s-a obținut o rezistență de rupere la încovoiere cel puțin egală cu 300 daN/mm². La acest oțel se menționează că metoda de călire (în câmp magnetic continuu, alternativ sau în absența câmpului magnetic) nu are nici o influență asupra proprietăților mecanice după revenire.

La oțelul P18, efectul revenirii magnetice este mai pronunțat numai în cazul materialelor călite obișnuit, fără aplicarea câmpului magnetic. Și la acest material se menționează influența redusă a metodei de călire asupra rezultatelor obținute după revenirea magnetică.

Pe baza rezultatelor obținute autorii au observat că în timpul revenirii magnetice, sub acțiunea vibrațiilor magnetostricționale, provocate de câmpul magnetic alternativ, are loc un proces de accelerare a transformării austenitei remanente în martensită cubică.

De asemenea s-a mai constatat că tratamentul termomagnetic de călire în câmp magnetic alternativ de 1200 Oe și 50 Hz nu a dus la scăderea cantității de austenită remanentă.

x
x x

În lucrarea [J2] există un capitol privind modificarea proprietăților materiale sub influența câmpurilor magnetice. O serie de încercări s-a efectuat cu oțeluri carbon având 0,50...0,85 % cu scopul de a preciza dacă există sau nu o influență a câmpului magnetic asupra punctului Curie. Cercetările întreprinse nu au pus în evidență modificarea punctului Curie a materialelor experimentate în condițiile din lucrare. Se observă că lucrarea nu precizează ce se înțelege prin punct Curie la sistemele polinare și polifazice la care transformarea din starea feromagnetică în starea paramagnetică este consecința unei transformări de fază și nu a unei transformări magnetice pure, cum se observă la feromagneticii monofazici, de exemplu.

În urma sintezei lucrărilor din acest domeniu, autorul scoate în evidență posibilitatea modificării proprietăților sub influența câmpurilor magnetice în cazul alegerii corespunzătoare a compoziției, fără a face, însă, precizări în acest sens.

În lucrare sînt prezentate încercări interesante, prin care s-a urmărit obținerea unui efect al TTMag ca urmare a modificării magnetizării spontane. La răcirea în aer a epruvetelor din oțel, aflate în mișcare de rotație într-un câmp magnetic, nu s-a putut constata nici o modificare a durității.

x

x x

La oțeluri carbon (0,1...0,6 % C), W.Künscher [K3] a studiat posibilitatea influențării proprietăților materialelor, prin

././.

mecanismul suprapunerii unui câmp magnetic peste o deformare plastică la rece (deformare axială). S-a pus în evidență, cu acest prilej, intensificarea proceselor de separare a carburilor și nitrurilor din soluția solidă ca urmare a fenomenelor de magnetostricțiune.

x
x x

În seria acestor lucrări o deosebită valoare o prezintă lucrarea [B2], în care se analizează influența TTMag asupra proprietăților unui oțel crom de îmbunătățire cu 0,4 %. Autorul aplică un tratament termic interesant constând dintr-un tratament termic pendular în jurul intervalului $A_{c1} - A_{r1}$, după care urmează o încălzire rapidă la temperatura optimă de călire în vederea călirii la martensită. Toate operațiile descrise au loc în câmp magnetic constant sau variabil. În cazul acestui tratament se pare că autorul a urmărit să înregistreze influența TTMag atât asupra transformărilor la încălzire, cât și asupra transformărilor la răcire. Pentru a studia efectul TTMag s-au aplicat mai multe variante de tratament termic și s-a ajuns la concluzia că efectul maxim al TTMag se obține când câmpul magnetic se suprapune atât peste transformările de la încălzire cât și peste cele de la răcire.

x
x x

La instalația construită de către Aldrich [A1] nu se prezintă și principiul de lucru al acestuia și nu se dau detalii din care să rezulte regimurile tratamentelor termice, precum și domeniul de folosire al acesteia. După cum rezultă din fig.1.1 instalația prezintă o serie de neajunsuri :

.//.

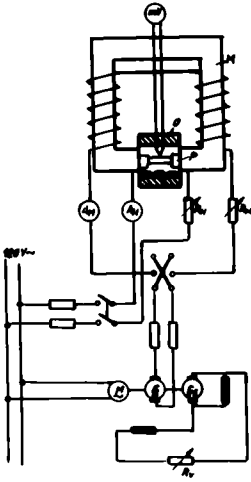


Fig.1.1.-Schema de principiu a instalației pentru TTMag [A1].

M-circuitul de magnetizare

mV-milivoltmetru

P - epruvete

O - cuptorul electric

M₁- electromotor

G - generator

R_M- rezistențe adiționale.

- avînd un întrefier invariabil se pot trata TTMag numai piese de o anumită dimensiune ;

- piesa este încălzită într-un cuptor în astfel de condiții încît temperatura nu poate fi menținută constantă în spațiul util al acestuia;

- temperatura se determină prin procedee clasice, care nu permit determinarea temperaturii în masa piesei cînd aceasta este încălzită în regim nestaționar ;

- autorul nu a urmărit decît aspectul experimental al lucrării, fără a avea în vedere posibilitatea utilizării unor piese de alte forme și dimensiuni.

x
x K

N.Goertz [G6], Grigoluk [G7], O.Grehov și P.G.Glușcova [G8], spre deosebire de alți cercetători, s-au ocupat de problema modificării unor proprietăți fizice sub influența cîmpurilor magnetice. Un factor esențial privind eficacitatea cîmpului magnetic se consideră a fi alegerea unei anumite valori a vitezei de răcire în cîmp magnetic, așa încît materialul să dispună de un timp suficient de mare pentru a putea compensa efectul tensiunilor magnetostrictive, generate în timpul răcirii. În concepția autorilor eficacitatea TTMag se bazează, în acest caz, pe texturarea materialului în cîmp magnetic.

x

x x

G.Mahoux [M2], C.Meyer, W.Eilender și W.Schmidt [M3], H. Schenck și E.Schmidtmen [S7] au întreprins o serie interesantă de cercetări privind influența vibrațiilor mecanice de înaltă frecvență a câmpurilor magnetice alternative și ultrasunetelor asupra proceselor de difuziune și separare la nitrurare. În toate cazurile factorii amintiți au influențat pozitiv fenomenele de difuziune, de unde rezultă că, în general, orice sursă de introducere a tensiunilor interne în material poate influența desfășurarea proceselor de difuziune. O primă concluzie ce rezultă din analiza lucrărilor prezentate pînă acum arată că majoritatea cercetătorilor sînt de acord asupra ideii de bază a TTMag și anume că acesta poate influența pozitiv proprietățile mecanice ale feromagneticeilor.

x

x x

Există o singură lucrare, [E1], care respinge posibilitatea îmbunătățirii proprietăților mecanice prin aplicarea câmpurilor magnetice. În cadrul cercetărilor s-au utilizat epruvete sub formă de discuri, călite sau necălite, executate din oțel cu 0,8 %C care au fost introduse la temperatura mediului ambiant în câmpuri magnetice de diferite intensități. S-a avut în vedere numai duritatea și nu s-a constatat nici o modificare a acesteia ca urmare a aplicării câmpului magnetic.

În afară de aceste încercări, lucrarea mai prezintă și rezultatele călirii în câmp magnetic. Ca mediu de răcire s-a utilizat apa, epruveta a fost confecționată din oțel carbon cu 0,8% C, diametrul acesteia fiind 20 mm. În timpul răcirii pentru călire epruveta a fost rotită, cu ajutorul unui electromotor, într-un câmp magnetic constant. Prin călire de la 800°C sau 1350°C, în

///.

condițiile arătate, cercetătorii nu au constatat nici o influență a câmpului magnetic asupra microstructurii.

Autorii acestei lucrări mai arată că nici la normalizare, călire sau revenire nu se constată influența câmpului asupra rezilienței.

Având în vedere alte lucrări din acest domeniu se observă că nici un alt cercetător nu a lucrat în condițiile expuse. De altfel chiar autorii au constatat că rezultatele sînt strict legate de condițiile de lucru, că acestea nu pot fi generalizate și că, în alte condiții, este posibilă influența feromagneticeilor prin aplicarea TTMag.

x

x x

Spre deosebire de alte lucrări consacrate TTMag ale oțelurilor, în teza de doctorat "Tratamentul termomagnetic al oțelului OLC 45", C.Ciucă, [C6], analizează multilateral un oțel carbon de îmbunătățire cu 0,45 % C, aplicînd acestuia următoarele tratamente în câmp magnetic : recoacere, normalizare, călire la mar-tensită și tratamentul termic singular. Rezultatele obținute în privința influenței TTMag asupra proprietăților mecanice au permis precizarea și confirmarea afirmațiilor aparținînd unor cerce-tători din acest domeniu.

Pentru aplicarea acestor tratamente termice s-a proiectat, construit și experimentat o instalație care, spre deosebire de alte instalații folosite la TTMag, permite și controlarea și pro-gramarea regimurilor termice ale materialelor experimentate.

Analizînd și alte instalații folosite la TTMag - [E1], [J2], [S6], [K3] - în lucrarea [C6] C.Ciucă prezintă o instalație - fig.1.2 și 1.3 - care se mai caracterizează și prin următoarele :

././.

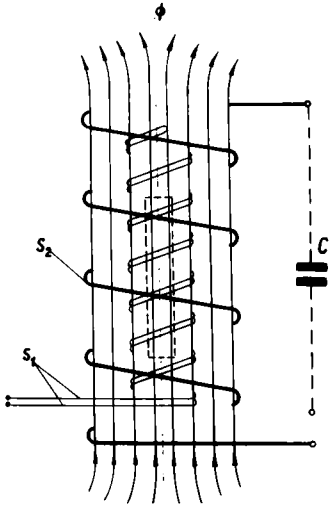


Fig.1.2.-Schema de principiu a instalației pentru încălzire în câmp magnetic [C6].

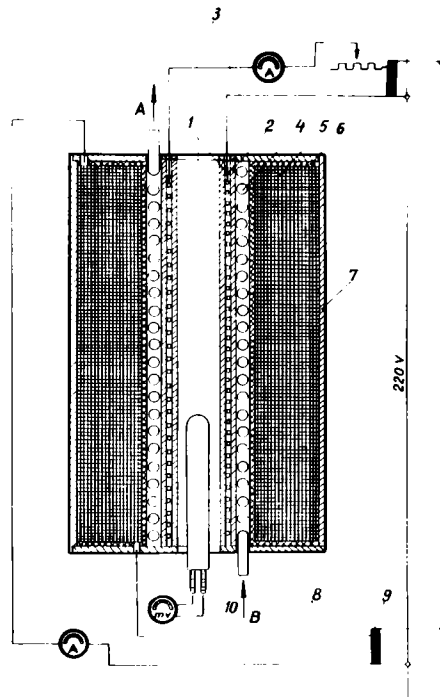


Fig.1.3.- Cuptorul pentru TTMag [C6].

- posibilitatea reglării în limite largi a parametrilor regimului TTMag ;

- inerția termică este redusă atât la încălzire, cât și la răcire ;

- câmpul magnetic este uniform ;

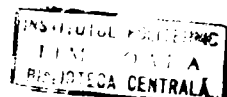
- spațiul util al cuptorului este caracterizat prin temperatura constantă ;

- încălzirea pieselor se poate realiza după toate variantele de funcționare ale cuptoarelor clasice de tratament termic ;

- capacitatea termică a cuptorului permite încălzirea în condiții de frontieră de genul III ;

- pentru aprecierea temperaturii de tratament termic, la tratamentele de recoacere, normalizare și călire în câmp magnetic, nu se folosește termocuplul ci funcție de traductor a instalației TTMag ;

//.



- cuptorul poate fi atașat unei instalații de călire în câmp magnetic, în cazul aplicării unui TTMag complex.

Comparativ cu alte lucrări la [06], în cursul cercetărilor, s-a luat în considerare întregul complex de proprietăți mecanice. Datorită metodologiei de lucru utilizate, autorul a reușit să pună în evidență eficacitatea TTMag și să sugereze necesitatea extinderii cercetărilor și la alte materiale.

În seria lucrărilor din domeniul TTMag această lucrare se remarcă prin prezentarea detaliată a metodelor și condițiilor de lucru, motiv pentru care rezultatele sînt susceptibile de verificare.

Pe lângă studiul influenței TTMag asupra proprietăților mecanice, C.Ciucă [06] a abordat și alte probleme din domeniul tratamentelor în câmp magnetic, cum ar fi influența câmpului magnetic asupra punctelor critice, temperatură de călire, duratei de încălzire, temperaturii de dezorientare și călibilității, toate acestea pentru oțelul OLC 45.

O altă direcție de cercetare ce se desprinde din această lucrare este cea în legătură cu influența TTMag asupra corelației dintre proprietățile fizice și mecanice ale oțelului OLC 45.

În ultima parte a lucrării se tratează o problemă de mare importanță practică și anume călirea în câmp magnetic ca autorevenire.

În ansamblu lucrarea oferă un mare volum de informații ce pot constitui punct de plecare pentru cercetări ulterioare, extinse și la alte materiale.

x

x x

Analiza de ansamblu a lucrărilor consacrate influenței câmpului magnetic asupra proprietăților mecanice, excepție făcînd

lucrarea [C6], arată că este aproape imposibilă sistematizarea informațiilor furnizate de acestea datorită următoarelor motive :

- majoritatea lucrărilor suferă din punct de vedere metodologic, în sensul că nu se prezintă detaliat condițiile de lucru, motiv pentru care practic experiențele nu pot fi reproduse ;

- în lucrări nu se prezintă principiul de lucru al instalațiilor folosite, nu se dau toți parametrii regimului de tratament termic și nu se discută fenomenul fizic care stă la baza tratamentului aplicat ;

- fiecare lucrare analizează un număr redus de materiale, alegerea acestora pentru studiu nefiind justificată ;

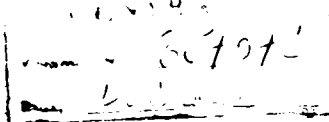
- la stabilirea eficienței TTMag cercetătorii se referă la un număr mic de proprietăți mecanice, care singure nu pot caracteriza complet materialul ;

- rezultatele prezentate în fiecare dintre lucrări, luate separat, sînt valoroase însă nu pot fi generalizate așa încît, în final, să se formuleze principii care să aibă pe lîngă o valoare teoretică și una tehnologică ;

- în ansamblul disciplinelor, care au legătură cu TTMag, acest procedeu de prelucrare a aliajelor se plasează într-un domeniu interdisciplinar, ceea ce reclamă luarea în considerare a cunoștințelor atît din domeniul metalurgiei fizice, tratamentelor termice și fizicii solidului, cît și al altor discipline corelate cu procesele caracteristice TTMag.

Din acest punct de vedere rezultă un alt aspect al lucrărilor luate în considerare la precizarea stadiului actual al problemei și anume cercetătorii insistă mai mult asupra unui singur aspect al TTMag, unii neglijînd aproape total aspectele metalurgice.

//.



- luind în considerare concluziile la care au ajuns cercetătorii se observă că, uneori, părerile sînt de așa natură încît se impune necesitatea reluării experiențelor cu scopul clarificării unor probleme de principiu, cum ar fi - de exemplu - cea a eficienței TTMag pe care unii autori chiar o contestă. În alte lucrări unii cercetători, avînd în vedere influența TTMag numai asupra unei singure faze - ferita - afirmă că "pot fi obținute efecte apreciabile cu ajutorul tratamentului termic în cîmpuri magnetice numai în cazul unui conținut mai redus în carbon", în timp ce după alți cercetători, avînd în vedere reziliența, se afirmă că "o îmbunătățire remarcabilă a proprietăților oțelurilor se obține la un conținut mai ridicat în carbon" [J2]. De aici rezultă necesitatea analizării multilaterale a influenței TTMag asupra unor întregi game de oțeluri carbon sau aliate ;

- în toate cazurile temperatura de încălzire nu este raportată strict la un anumit punct critic de transformare real, așa încît condițiile de tratament termic în cîmp magnetic nu sînt riguroase sau complet definite;

- ca o concluzie finală se observă că studiul acestui nou tratament complex al oțelurilor se află într-o etapă incipientă, ceea ce justifică necesitatea continuării cercetărilor, abordarea sistematică a unor game complexe de oțeluri pentru atingerea scopului propus de majoritatea cercetătorilor - obținerea de noi materiale cu caracteristici mecanice superioare.

x

x x

Din analiza de ansamblu a diferitelor lucrări, care tratează influența cîmpului magnetic asupra proprietăților mecanice, rezultă că cercetările trebuie orientate și continuate pe următoarele direcții :

././.

- cercetarea sistematică și multilaterală a influenței tratamentului termomagnetic asupra oțelurilor carbon, atât a celor de îmbunătățire, cât și a celor de scule ;

- continuarea cercetărilor privind stabilirea condițiilor de compoziție la aplicarea tratamentului termomagnetic și prin aceasta, precizarea limitelor de aplicabilitate ;

- aprofundarea și interpretarea rezultatelor tratamentului termomagnetic prin aplicarea la sistemele polinare și polifazice a metalografiei magnetice ;

- stabilirea unor relații de determinare a duratei de încălzire pentru corpurile subțiri sau masive și pentru care în prezent, nu există formule sau metode de calcul ;

- realizarea unui nou tip de instalație pentru tratamente termomagnetice care să permită adaptarea acestora la tratamentul termic în câmp magnetic a pieselor cu secțiune variabilă, încălzirea făcîndu-se în condiții quasistatice ;

- reluarea unor lucrări în sensul verificării concluziilor, observațiilor sau ipotezelor referitoare la eficacitatea TTMag, a unor aspecte de bază ale tratamentului termomagnetic cum ar fi influența câmpului magnetic asupra punctelor critice, calibilității, temperaturii de călire, corelației dintre proprietățile fizice și mecanice în cazul oțelurilor carbon de îmbunătățire, temperaturii de dezorientare, duratei de încălzire, etc;

- analizarea și sistematizarea întregului material bibliografic existent în acest domeniu în vederea generalizării rezultatelor și a formulării unor principii de aplicare a tratamente-
lor termomagnetice, acest efort urmînd a fi concretizat sub forma unei lucrări utile atât din punct de vedere teoretic cât și tehnologic.

1.2. Aspecte teoretice ale tratamentelor termomagnetice

1.2.1. Termodinamica tratamentelor termomagnetice

În cazul tratamentelor termomagnetice ale sistemelor polinare și polifazice nu se poate vorbi de o anumită transformare pură, ci de mai multe transformări care decurg simultan sau succesiv la un oțel hipoeutectoid, de exemplu, conținând 0,6% C, la care teoretic și practic punctele critice A_{C3} , A_{r3} și A_2 coincid, transformarea magnetică se termică (la încălzire) sau începe (la răcire) odată cu transformarea de fază $\alpha-\delta$. La un alt oțel hipoeutectoid cu un conținut mai redus în carbon, de exemplu 0,2 % C, punctele critice A_{C3} (A_{r3}) și A_2 nu coincid și, spre deosebire de cazul precedent, transformările magnetice și cele de fază succed într-o ordine ce depinde de sensul variației temperaturii. Oricare ar fi cazul, transformările care au loc datorită variației condițiilor externe sau interne - temperatură, presiune, concentrație - sînt provocate de faptul că, în condiții schimbate, substanța considerată poate exista într-o altă stare caracterizată printr-o rezervă de energie liberă mai mică.

La tratamentele termomagnetice transformările decurg în alte condiții deoarece sistemul are o tensiune mai mare de deplasare spre starea mai stabilă, dispunînd de o sursă suplimentară de energie ca urmare a deformărilor elastice și chiar plastice, care se produc datorită transformărilor de fază și fenomenului magnetostriktiv.

În cazul transformării magnetice pure, ecuația fundamentală a primului și a celui de al doilea principiu al termodinamicii pentru procese reversibile infinit mici este de forma [V2]:

././.

$$\delta U = T \cdot \delta S - p \cdot \delta V + \frac{1}{4\pi} \cdot \bar{H} \cdot \delta \bar{B} \quad (1.1)$$

unde δU este variația energiei totale, δS - variația entropiei, δV - variația volumului substanței feromagnetice, p - presiunea exterioară, T - temperatura. Ultimul termen din membrul doi al acestei relații reprezintă lucrul forțelor magnetice (H - intensitatea câmpului magnetice; B - inducție magnetică).

Din analiza expresiei (1) se observă că, în cazul unui proces adiabatic-izocor, ultimul termen reprezintă chiar variația energiei totale a substanței magnetice considerate.

La o altă alegere a variabilelor independente (de exemplu T , V , I sau T , p , H) este comod să se considere ca potențial termodinamic fundamental energia liberă :

$$F = U - \frac{1}{8\pi} \cdot H^2 - T \cdot S = U' - T \cdot S \quad (1.2)$$

sau "potențialul termodinamic" :

$$\phi = F + p \cdot V - \bar{I} \cdot \bar{H} \quad (1.3)$$

La o astfel de alegere a variabilelor relația (1) devine în cele două cazuri :

$$\delta F = -S \cdot \delta T - P \cdot \delta V + \bar{H} \cdot \delta \bar{I} \quad (1.4)$$

$$\delta \phi = -S \cdot \delta T + V \cdot \delta p - \bar{I} \cdot \delta \bar{H} \quad (1.5)$$

Folosind relațiile diferențiale fundamentale ale termodinamicii se pot obține relațiile generale dintre diferitele mărimi care caracterizează proprietățile macroscopice ale unei substanțe feromagnetice.

Din punctul de vedere al scopului urmărit, în această lucrare analizând relațiile (4) și (5) se observă că, sub influența câmpului magnetic, starea energetică a materialului feromagnetic

se modifică în urma apariției unui moment magnetic resultant I. Aceasta este cauza pentru care, sub influența câmpului magnetic este posibilă modificarea structurii și substructurii materialului și deci și a proprietăților fizice și mecanice.

Relațiile de mai sus sînt utile și dintr-un alt punct de vedere, esențial pentru TTMag, deoarece el permite punerea în evidență a fenomenului de magnetostricțiune. Acesta poate fi obținut analitic imediat din considerații termodinamice generale.

În particular, din ecuația termodinamică fundamentală (1.5) rezultă :

$$\left(\frac{\partial I}{\partial p}\right)_{H,S} = -\left(\frac{\partial V}{\partial H}\right)_{p,S} \quad (1.6)$$

adică dependența de presiune a magnetizării este legată de dependența volumului corpului de intensitatea câmpului magnetic.

Ecuația (1.6) poate fi transformată ușor pentru cazul unor tensiuni uniaxiale și al unor variații ale dimensiunilor liniare l ale corpului (magnetostricțiune liniară) și anume :

$$\left(\frac{\partial I}{\partial \sigma}\right)_{H,S} = \left(\frac{\partial l}{\partial H}\right)_{p,S} \quad (1.7)$$

Din punct de vedere teoretic, problemele termodinamicii TTMag, prezentate mai sus sînt utile deoarece acestea duc la anumite concluzii ce pot fi utilizate la dirijarea proceselor care au loc în material, în sensul dorit.

O primă concluzie este aceea în legătură cu posibilitatea modificării stării energetice a materialelor feromagnetice în sensul măririi energiei libere a acestora. În felul acesta condițiile termodinamice necesare desfășurării transformărilor de fază sînt îndeplinite în mai mare măsură, așa încît cel puțin din punct de vedere teoretic se vede că este posibilă modificarea stării materialului cu ajutorul câmpurilor magnetice.

O altă concluzie este în legătură cu influența cîmpului magnetic asupra volumului corpului. Dacă se are în vedere că, în cazul de față, cele de mai sus se referă la sistemele polinare rezultă că variația dimensiunilor corpului, și deci variația parametrului rețelei cristaline a fazei feromagnetice, poate provoca în ultimă instanță modificarea proprietăților structural succesibile.

1.2.2. Magnetostricțiunea și unele aspecte ale tratamentelor termomagnetice

La tratamentele în cîmp magnetic, magnetostricțiunea joacă un mare rol, aceasta explicînd de ce procesele de difuziune sînt accentuate, comparativ cu tratamentul clasic și de ce, în cîmp magnetic, se ajunge la finisarea structurii și substructurii. Aceste influențe și altele justificînd atenția care trebuie acordată magnetostricțiunii.

După cum se știe, la fierul policristalin, spre deosebire

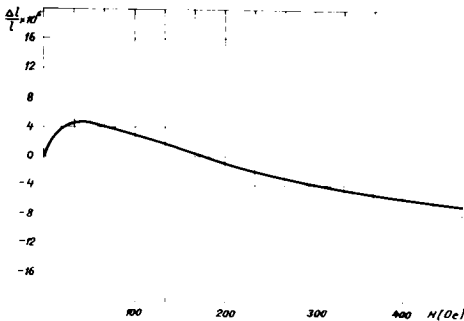
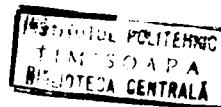


Fig.1.4- Curba de magnetostricțiune a fierului policristalin [v2].

de alți feromagnetici, magnetostricțiunea liniară este pozitivă în cîmpuri slabe și negativă în cîmpuri intense (fig.1.4).

Privită din punctul de vedere al mecanismului deformărilor elastice și plastice, magnetostricțiunea fierului policristalin în cîmpuri magnetice alternative permite rezolvarea unei probleme deosebită importantă practică, și anume, alegerea intensității cîmpului magnetic necesar TTMag.

//.



Din analiza curbei de magnetostricțiune, prezentată în figura 1.4, se observă că, în cîmpuri magnetice slabe, este suficientă aplicarea unei intensități corespunzătoare maximului curbei de magnetostricțiune. Se mai observă de asemenea că mărirea cîmpului pînă la 180 Oe are același efect ca în cazul cîmpului corespunzător maximului curbei de magnetostricțiune, deoarece magnetostricțiunea nu se modifică. La intensități ce depășesc 180 Oe se observă, în cîmp magnetic alternativ, că :

- în cursul unei alternanțe complete a cîmpului magnetic, magnetostricțiunea schimbă semnul de două ori ;
- se dublează frecvența oscilațiilor fazei feromagnetice ;
- se mărește amplitudinea oscilațiilor provocate de magnetostricțiune.

În cazul proceselor în care magnetostricțiunea joacă rolul de bază, se observă că mărirea intensității, cu scopul majorării magnetostricțiunii, nu este justificată la valori mari ale cîmpului magnetic deoarece, la aceeași variație a intensității, variația magnetostricțiunii este cu atît mai mică, cu cît amplitudinea cîmpului magnetic este mai mare.

La un material feromagnetic se vorbește de o magnetostricțiune spontană, liniară și de volum. Pentru TTMag magnetostricțiunea spontană nu prezintă o importanță deosebită din cauza caracterului anizotrop al magnetostricțiunii domeniilor de magnetizare spontană.

Magnetostricțiunea adevărată este determinată de faptul că, sub influența cîmpului magnetic exterior, se produce orientarea momentelor magnetice elementare modificîndu-se, în felul acesta, condițiile de echilibru între modurile rețelei cristaline și ajungîndu-se la variația lungimii materialului feromagnetic.

În cadrul cercetărilor privind raportul material-energie, trebuie făcută o distincție între influența magnetostricțiunii asupra proceselor specifice ale TTMAG și influența cumulată a magnetostricțiunii și oscilațiilor mecanice, din cazul utilizării cimpurilor magnetice alternative. În acest din urmă caz apar deplasări reversibile și ireversibile ale frontierelor dintre domeniile de magnetizare spontană, ceea ce modifică întregul caracter al amortizării oscilațiilor mecanice. La o probă feromagnetică demagnetizată sau nemagnetizată pînă la saturație, valoarea decrementului amortizării este mult mai mare decît la corpurile neferomagnetice. Creșterea decrementului amortizării este legată de apariția curenților turbionari, determinați de variațiile locale ale magnetizării pe seama proceselor de rotație și deplasare a frontierelor dintre domeniile feromagnetice care, în virtutea fenomenului de magnetostricțiune, produc oscilații mecanice ale probei feromagnetice. La temperaturi superioare punctului Curie, precum și în condiții de saturație magnetică, această anomalie magnetomecanică, dispare, iar decrementul amortizării oscilațiilor este același cu cel al materialelor feromagnetice.

La procesele de difuziune și în reacțiile care au la bază difuziunea, eoul magnetostricțiunii și al oscilațiilor mecanice este mare deoarece tensiunile interne produse de acestea, precum și modificările de volum de natură magnetostrictică, duc la mărirea coeficientului de difuziune, așa cum se arată și în multe lucrări printre care [14], [16], [13].

Cu privire la difuziune mai trebuie menționat și rolul tensiunilor locale din zona frontierelor feromagnetice. În aceste locuri apar importanți gradienti ai tensiunilor de magnetostricțiune care provoacă mărirea coeficientului de difuziune în material.

Difuziunea produce la rîndul ei o redistribuire a tensiunilor interne și apare deci un nou factor de influențare al acesteia. În cazul cîmpurilor magnetice pulsante și mai ales alternative, deplasările reversibile ale frontierelor existînd această influență a tensiunilor asupra volumului întregului cristalit.

O consecință importantă a oscilațiilor mecanice, produse de magnetostricțiune, este aceea a modificării condițiilor de recristalizare, cînd parametrii recristalizării se modifică simțitor, mai afectat fiind parametrul vitezei de apariție a centrelor de recristalizare. Procesul de finisare al structurii s-ar putea explica tocmai prin creșterea vitezei de apariție a centrilor de recristalizare.

Un efect important al tensiunilor magnetostricțiunii adăvurate este apariția deformărilor elastice și plastice care duc la formarea unei pronunțate texturi magnetice, ceea ce determină creșterea bruscă a proprietăților magnetice în direcția aplicării cîmpului [56].

Cu privire la condițiile apariției texturii s-au întreprins cercetări, [P1], în urma cărora s-a stabilit că efectul TM_{Mag} este maxim în stadii inițiale ale descompunerii soluției solide și anume cînd are loc răcirea în cîmp magnetic de la temperaturi superioare punctului Curie. În cazul oțelurilor carbon hipoeutectoid de îmbunătățire, condiția exprimată mai sus este îndeplinită cînd răcirea are loc în cîmp magnetic de la temperaturi plasate în domeniul austenitic. Îndeplinirea acestei condiții face posibilă escalada barierei de potențial în privința orientării particulelor de fază feromagnetică [P1], [G3].

1.2.3. Modificarea proprietăților materialelor sub influența câmpurilor magnetice

După cum rezultă din cercetările privind tratamentele în câmp magnetic, începute de către Bozorth și Dillinger, [B3] și [D1], răcirea în câmp magnetic produce în material o texturare magnetică pronunțată, pe calea deformării plastice a materialului, datorită tensiunilor de magnetostricțiune în direcțiile date de câmp, ceea ce determină creșterea bruscă a proprietăților magnetice, materialul având, în acest caz, pronunțate proprietăți vectoriale. Această textură, obținută prin răcirea în câmp magnetic, este cu atât mai mare, cu cât anizotropia magnetică naturală a materialului este mai mică și cu cât punctul Curie este mai ridicat deoarece, pentru eliminarea deformațiilor plastice, la stabilirea câmpului magnetic sînt necesare temperaturi înalte.

În ceea ce privește mecanismul texturării materialului, o serie de cercetători au ajuns la concluzia că acesta nu este de natură pur magnetică, deoarece la texturare concurează rotația vectorilor de magnetizare spontană și procesele de difuziune, care se desfășoară simultan în condițiile arătate mai sus. Aceste condiții explică de ce magnetii elementari ai domeniilor se orientează paralel cu liniile câmpului magnetic și de ce acest proces are un caracter remanent. Procesele acestea au fost analizate mai mult din punctul de vedere al proprietăților fizice, ale materialelor magnetice dure sau magnetice moi. Pentru TTMag, în cazul oțelurilor carbon hipoeutectoide, factorii care provoacă apariția și remanențe texturii magnetice modifică implicit și proprietățile mecanice, ca urmare a modificării stării magnetice și, deci, a structurii și substructurii materialului. Aceste considerații justifică aplicarea noulor metode de prelucrare neconvențională a oțelurilor cu scopul obținerii unui complex mai bun de proprietăți mecanice.

2. INSTALAȚIA EXPERIMENTALĂ CONCEPTĂ PENTRU STUDIUL TRATAMENTELOR TERMOMAGNETICE

2.1. Schema de principiu a instalației pentru tratamente termomagnetice

Instalația experimentală, concepută pentru studiul TTMag, este constituită din două părți ce pot fi cuplate funcțional sau care pot fi utilizate independent, în funcție de natura tratamentului și scopul urmărit: cuptorul pentru încălzire în câmp magnetic și instalația de răcire în câmp magnetic.

Comparativ cu alte instalații similare, cuptorul pentru TTMag servește nu numai la încălzirea în câmp magnetic, ci îndeplinește în plus și funcția unui traductor pentru determinarea celui mai important parametru al tratamentului termic, și anume, temperatura de călire.

Pe lângă scopul principal al instalației - tratamentul în câmp magnetic - s-au urmărit și unele aspecte tehnice, tehnologice și economice și de aceea, ca schemă de principiu a instalației pentru TTMag, s-a ales o schemă permeametrică de compensare, fig.2.1, deoarece aceasta prezintă o serie de mari avantaje:

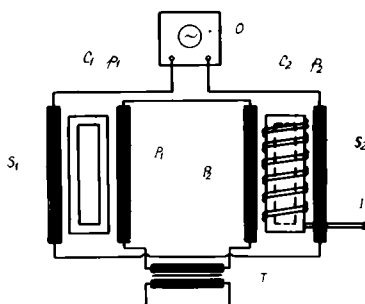


Fig.2.1.-Schema de principiu a instalației pentru încălzire în câmp magnetic [V2].

- permite mărirea puterii de separare a aparatelor ce sînt utilizate la determinarea punctelor critice;

- permite cuplarea instalației TTMag la un oscilograf cu scopul obținerii și a altor informații, cum ar fi de exemplu

determinarea temperaturii transformărilor de fază, determinarea gradului de transformare ș.a.;

- reduce costul instalației prin mecanismul micșorării greutateii solenoidului;
- permite mărirea productivității instalației prin dublarea volumului util.

După cum se observă din figura 2-1, instalația este constituită din două cuptoare identice, fiecare conținând câte o înfășurare primară P_1 , respectiv P_2 și câte o înfășurare secundară S_1 , respectiv S_2 . Căldura necesară tratamentului termic este generată de o înfășurare bifilară (antiinductivă) I, conectată la câte o sursă independentă de alimentare. În fiecare din cele două cuptoare, C_1 și C_2 , se poate introduce piesa TTMag - P_1 și/ sau P_2 . Înfășurările primare P_1 și P_2 , legate în serie, sînt puse sub tensiunea unui transformator T, care are rolul de a furniza curentul de magnetizare necesar TTMag. Înfășurările secundare S_1 și S_2 sînt conectate în opoziție în serie cu aparatul indicator, de pildă un oscilograf O sau un galvanometru. Deoarece compensatoarele sînt identice rezultă că aparatul indicator, oscilograful sau galvanometrul, va sesiza numai diferențele de potențial care rezultă din disimetria magnetică a schemei permeametrice de compensare. Într-un compensator se poate introduce, ca piesă etalon, o piesă identică cu cea supusă TTMag. În cazul utilizării unui oscilograf, la temperaturi inferioare punctului A_{c1} , cînd în cele două compensatoare sînt plasate piese identice, imaginea care apare pe ecranul aparatului este rectilinie. În acest caz, mărirea temperaturii peste A_{c1} duce la apariția pe ecran a unei imagini ale cărei caracteristici calitative și cantitative se schimbă permanent, odată cu creșterea temperaturii în intervalul A_{c1} - A_{c3} . Din interpretarea imaginii caracteristice rezultă informații prețioase

pentru tratamentul termic, cum ar fi atingerea punctului A_{c1} pe suprafața sau în secțiunea minimă a piesei, atingerea punctului A_{c3} în secțiunea minimă sau în miezul secțiunii maxime, un anumit grad de transformare $P \rightarrow A$ sau $\alpha \rightarrow A$, durata încălzirii ș.a.

Pentru mărirea productivității instalației, piese identice sau diferite se pot introduce în cuptoare cu scopul ca acestea să funcționeze neîntrerupt cu condiția sincronizării din punctul de vedere al regimului de tratament termic al instalației luată în ansamblu. Această condiție cere ca, în timp ce o piesă se încălzește pînă la A_{c1} , cea de a doua piesă să se încălzească în intervalul $A_{c1} - A_{c3}$. Din punctul de vedere al transformărilor magnetice acest caz este identic cu precedentul, deoarece pînă la punctul A_{c1} nu au loc transformări de fază. Cele afirmate mai sus sînt valabile cu condiția restrictivă referitoare la inexistența instabilităților structurale în material de natura tensiunilor interne de gradul I și II, oricare ar fi originea acestora [G3].

Pentru evitarea perturbării cîmpului magnetic al solenoidului cuptorului de către fluxul încălzitorului s-a ales pentru aceasta o înfășurare bifilară cu scopul anulării autoinductanței [N2], [S8], [C6].

Deoarece solenoidul este finit, este necesară asigurarea unor condiții de simetrie în privința intensității cîmpului magnetic cu scopul obținerii aceleiași influențe a cîmpului magnetic pe ambe și secțiunea piesei supusă T_{Mag} , simetria ce se obține cînd piesa este plasată pe axa cuptorului la egală distanță de capetele cuptorului [C6].

Din punct de vedere tehnologic trebuie menționat faptul că se pot supune T_{Mag} una sau mai multe piese simultan, cu condiția ca acestea să fie confecționate din același material și să fie identice ca formă și dimensiuni. În cazul tratamentului unei

singure piese, relativ mare în raport cu dimensiunile cuptorului, condiția de simetrie exprimată mai sus cere ca aceasta să fie așezată pe axă la egală distanță de capetele cuptorului. În cazul când se tratează o singură piesă, de dimensiuni mici, aceasta se poate așeza oriunde pe axă deoarece neomogeneitatea, în privința anizotropiei magnetice, va fi redusă. În sfârșit, mai multe piese identice pot fi supuse TTMag simultan cu condiția ca ansamblul să fie plasat simetric atât în câmpul magnetic, cât și în cel termic.

2.2. Cuptorul pentru tratamente termomagnetice

Pentru tratamentele în câmp magnetic s-a conceput și realizat o instalație care să permită încălzirea și răcirea pieselor supuse tratamentelor termice de recoacere, normalizare și călire după diferite scheme de tratament termic. Aplicarea acestor tratamente termice impune instalației TTMag anumite condiții :

- reglarea în limite largi a parametrilor regimului de tratament termic [G3], [N3], [I1] ;

- inerție termică redusă atât în timpul încălzirii, cât și în timpul răcirii [M7] ;

- câmpul magnetic să fie uniform iar reductanța circuitului magnetic să fie minimă [N2], [L7] ;

- să aibă o distribuție uniformă a temperaturii în spațiul de încălzire [C3], [S9] ;

- capacitatea termică a cuptorului să fie astfel încât încălzirea să aibă loc în condiții de frontieră de genul III [I1], [K4], [G4] ;

- să prezinte o bună rezistență la șocuri termice [N4] ;

- în afară de cele menționate instalației TTMag i s-a mai pus o condiție, și anume, aceea de utilizare a unor elemente componente ca traductori pentru determinarea poziției punctelor critice atât a oțelurilor hipoeutectoide, cât și a celor hiper-

eutectoide.

Analizând diferite instalații TTMag din punctul de vedere al schemei de principiu s-a ajuns la concluzia construirii unei astfel de instalații încât aceasta să aibă o bună putere de rezoluție la determinarea punctelor critice și, în același timp, să fie economică, cu scopul de a fi utilizată imediat ca stație pilot. După cum rezultă din fig.2.2, instalația este construită din două cuptoare identice din punct de vedere electric, legate în opoziție la un oscilograf. Fiecare cuptor este constituit dintr-o carcasă feromagnetică (1) închis la cele două capete cu câte un capac (2) și (3) dintr-un oțel cu permeabilitatea magnetică mare, în așa fel încât ansamblul să aibă o reluctanță magnetică minimă. Spațiul de încălzire (4) este de formă cilindrică, acesta fiind delimitat de un tub ceramic (5) dispus coaxial în carcasa cuptorului. Intre tubul ceramic (5) și un al doilea tub ceramic (6), dispus coaxial cu precedentul, este așezat elementul de încălzire al cuptorului constituit dintr-o spirală metalică (7). Cele două tuburi ceramice (5) și (6) au și rolul suplimentar de a proteja mecanic elementul încălzitor. Protecția termică a solenoidului cuptorului este realizată cu ajutorul unei serpentine din țevă de cupru (8) așezată sub formă de spirală pe toată lungimea cuptorului. Avându-se în vedere diferitele scheme de tratament termic, se precizează că circuitul de răcire al instalației TTMag mai are rolul de reducere a inerției termice a cuptorului, mai ales în cazul aplicării tratamentului termic pendular.

În fiecare cuptor se găsesc doi solenoidi (9) și (10), separați printr-un strat izolator (11), care îndeplinesc următoarele funcții : solenoidul (9) are rolul de a genera câmpul magnetic necesar TTMag, în timp ce solenoidul (10), în ansamblul celor doi

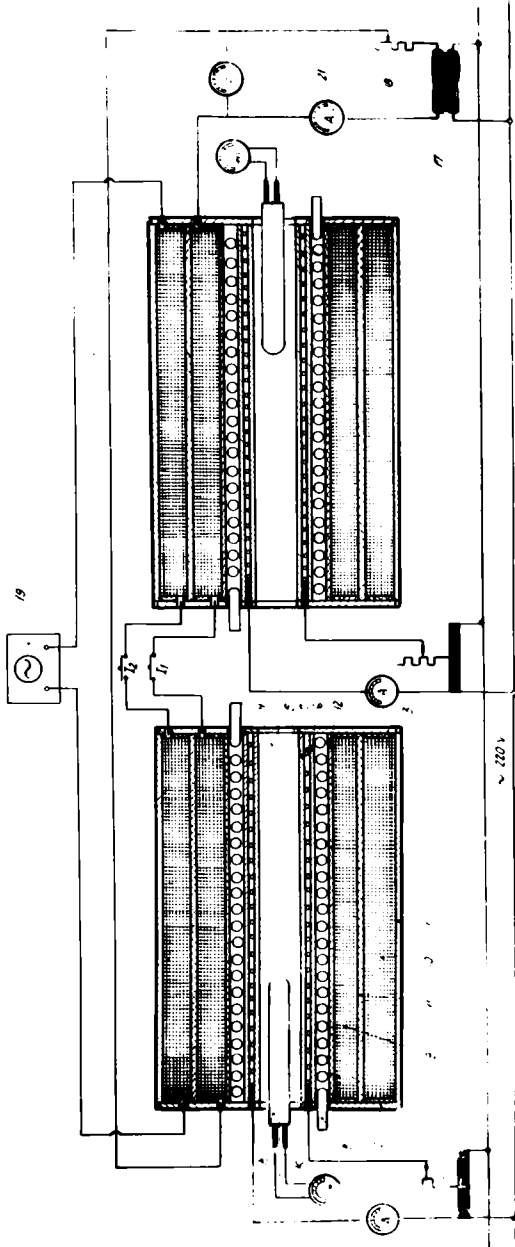


FIG.2.2.- Instalatiya pentru tratamente termomagnetice

INSTITUTUL POLITEHNIC
TIMISOARA
BIBLIOTECA CENTRALA

solenoidului, va juca rolul unui secundar utilizat la determinarea temperaturii diferitelor puncte critice. Față de serpentina de răcire izolarea se face cu un strat izolat (12), ce servește și ca suport al celor doi solenoidi.

Alimentarea fiecărui cuptor se face de la rețeaua industrială de 220 V prin intermediul unui autotransformator (13), iar reglarea fină a intensității curentului de încălzire se face cu ajutorul unui reostat (14). Pentru determinarea temperaturii cuptorului s-a prevăzut și un termocuplu (15) ce se introduce în cuptor prin capacul carcasei metalice. Cei doi solenoidi primari ai instalației TTMAG sînt conectați la rețeaua industrială de 220 V prin intermediul unui autotransformator (17) și a unui reostat (18). Înfășurările secundare (solenoidii secundari) sînt legați în opoziție la un oscilograf (19). Întrerupătorii I_1 și I_2 servesc la punerea sau scoaterea de sub tensiune a înfășurărilor cuptoarelor.

Cu ajutorul oscilografului (19) se pot rezolva o serie de probleme :

- determinarea cu precizie a temperaturilor punctelor critice reale ;
- stabilirea duratei de încălzire ;
- aplicarea tratamentelor termice superficiale ;
- natura transformărilor la încălzire sau răcire.

Cuptorul astfel construit permite ridicarea fără riscuri a temperaturii pînă la 1000°C și se caracterizează printr-o inerție termică redusă, așa încît cu o intensitate a curentului de încălzire de 10 A, temperatura de 900°C se atinge în 20 minute.

Pentru formarea unei imagini privind comportarea cuptorului în timpul încălzirii unei piese, în figura 2.3 se reprezintă graficul unui ciclu complet de funcționare a instalației TTMAG,

cînd aceasta realizează încălzirea după un "regim cu temperatură constantă" a cuptorului. Punctul A reprezintă momentul introducerii piesei în cuptor, iar punctul B - momentul scoaterii din

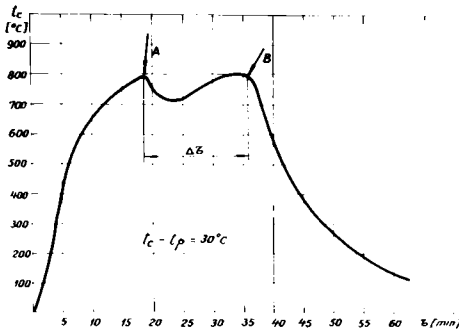


Fig.2.3.-Regimul de tratament termic al instalației TTMag.

a piesei, cînd, între temperatura cuptorului și temperatura de tratament termic există o diferență de 30°C.

Din interpretarea graficului rezultă că instalația TTMag este caracterizată printr-o capacitate termică suficientă pentru ca, din punct de vedere al caracteristicilor termotehnice, să fie comparabilă cu instalațiile de încălzire curente.

Din analiza graficului se mai poate observa inerția termică redusă atât la încălzire, cît și la răcire. Astfel, viteza medie de încălzire, în intervalul 20...800°C, este de 43,3°C/min, în timp ce viteza medie de răcire, raportată la intervalul 800...600°C, este de 40°C/min.

Caracteristicile tehnice ale cuptorului sînt:

- temperatura maximă în cazul funcționării de durată - 1000°C ;
- puterea circuitului de încălzire - 1 kW ;
- intensitatea maximă a cîmpului magnetic - 1000 Oe.

2.3. Baia de călire în câmp magnetic

Instalația pentru călire în câmp magnetic, în sensul strict al cuvîntului, utilizată pentru călirea la martensită este descrisă detaliat numai în lucrarea [C6]. Cercetările întreprinse în cadrul acestei teze au condus la necesitatea construirii unei instalații de călire avînd la bază, de asemenea o schemă permeametrică de compensare, așa cum se reprezintă în fig.2.4.

Instalația este constituită din două compensatoare, imersionate în mediul de răcire pentru călire, care funcționează alternativ. Fiecare compensator este constituit dintr-o carcasă feromagnetică cilindrică (1), închisă la ambele capete cu capacele (2)

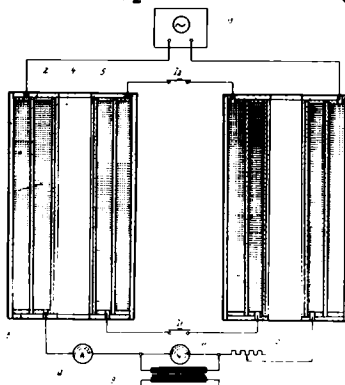


Fig.2.4.-Schema de principiu a instalației pentru călire în câmp.

și (3), de asemenea feromagnetice. Incinta de călire propriu-zisă (4) este de formă cilindrică, aceasta fiind materializată printr-un tub diamagnetic, bun conducător de căldură. În fiecare compensator, pe un suport electroizolant (5), se găsesc cite doi solenoidi (6) și (7), separați printr-un strat electroizolant (8). Înfășurările primare ale celor doi compensatori sînt puse sub tensiunea unui transformator (9), care prin intermediul unui reostat (10), furnizează curentul de magnetizare. Caracteristicile curentului de magnetizare se stabilesc cu voltmetrul (11) și ampermetrul (12). Înfășurările secundare sînt legate în serie la un oscillograf (13).

Instalația de călire, prevăzută cu oscilograf, prezintă o serie de avantaje :

- mărește puterea de separare a aparatelor utilizate la determinarea poziției punctului martensitic M_s ;
- permite întreruperea răcirii la călire la o anumită temperatură plasată în intervalul punctelor martensitice M_s-M_f , cu scopul determinării unui anumit grad de transformare a austenitei în martensită ;
- permite sesizarea cu precizie a punctului de sfârșit de transformare martensitică, M_f , la oțelurile hipoeutectoide la care întregul interval al punctelor martensitice este plasat în domeniul pozitiv de temperaturi ;
- instalația fiind compactă poate fi utilizată la căliri curente prin imersionarea acestora într-o baie obișnuită de călire.

2.4. Schema electrică a instalației pentru tratamente termomagnetice

Instalația TTMag este astfel concepută încît poate fi utilizată atît la tratamentul termic al unicastelor, cît și la tratamentul termic al pieselor de serie. La tratamentul unicastelor diferiții parametri ai tratamentelor termice se stabilesc de la caz la caz cu ajutorul aparatelor de măsură și control cu care este dotată instalația. În alte situații, cum ar fi cel al tratamentelor pendulare, echipamentul electric cu care este dotată instalația permite realizarea unui regim de tratament termic conform unui program apriori stabilit.

La stabilirea schemei electrice, prezentată în fig.2.5, s-a avut în vedere posibilitatea utilizării instalației la procese ce pot fi executate atît manual, cît și automat. Instalația

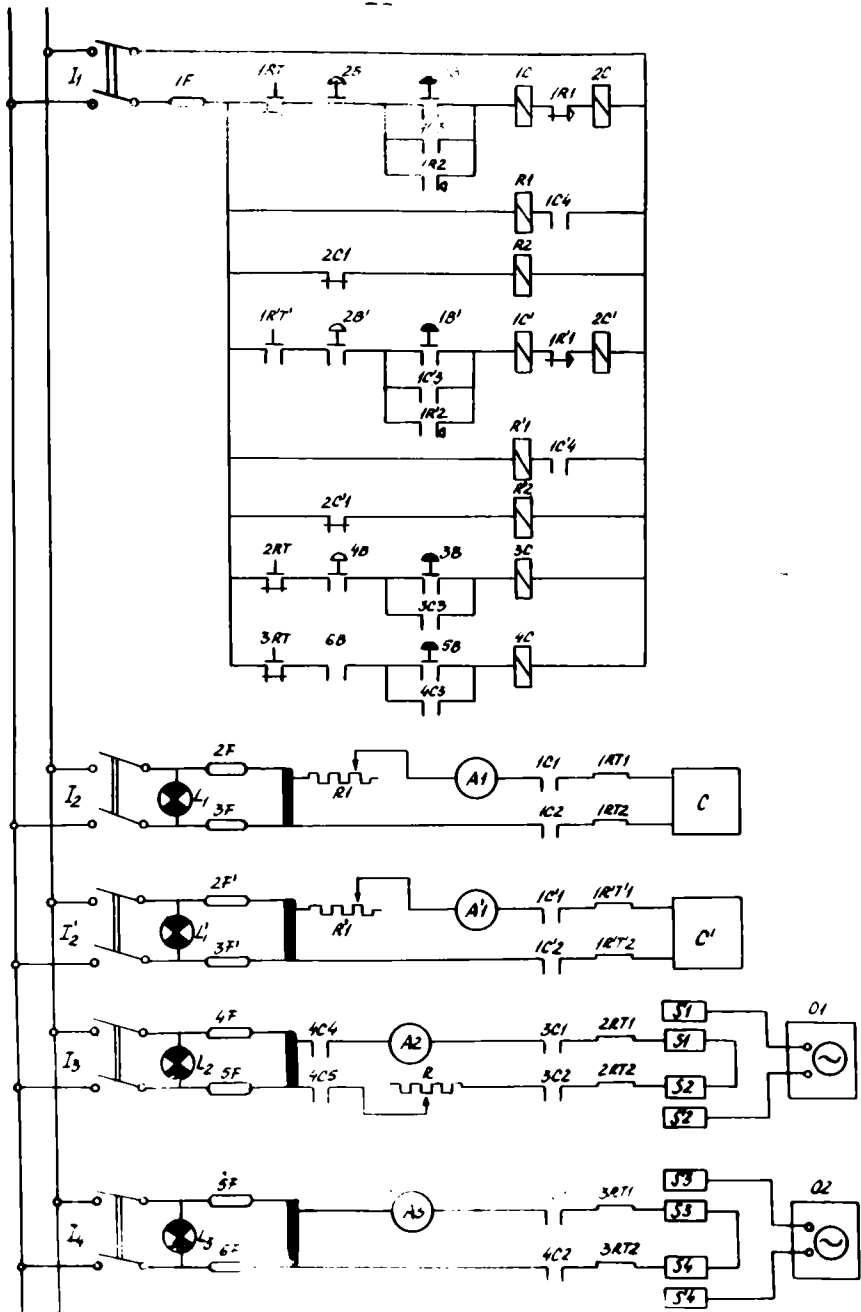


Fig.2.5.- Schema electrică a instalației pentru tratamente termomagnetice.

permite comanda automată a circuitului de încălzire al cuptoarelor antiinductive C și C', alimentarea solenoidilor S₁ și S₂ ai instalației de încălzire, precum și a solenoidilor S₃ și S₄ aparținând băii de călire.

Circuitul cuptoarelor antiinductive

Pentru a pune unul din cuptoare sub tensiunea rețelei de alimentare se acționează asupra butonului de pornire normal deschis 1B cu scopul excitării bobinei releului 1C. La rîndul lui releul determină închiderea contactelor 1C1 și 1C2 din circuitul cuptorului, contactul de menținere 1C3 din circuitul contactorului 1C, precum și contactul 1C4 din circuitul releului de temporizare R1. Acest releu are rolul de a asigura alimentarea cuptorului un anumit timp, pînă la atingerea unei anumite temperaturi, urmînd ca acesta să fie deconectat. După expirarea timpului de încălzire, contactele normal închise ale releului, cu temporizare la deschidere R1, se deschid așa încît, prin deschiderea contactelor 1C1 și 1C2, cuptorul este scos de sub tensiunea rețelei. Pentru repunerea automată sub tensiune a cuptorului este prevăzut releul 2C din circuitul butonului de pornire 1B, precum și releul de temporizare, cu temporizare la închidere, R2. Intrarea în funcțiune a releului R2 are loc după deconectarea releului R1, deoarece contactele normal închise 2C1 asigură blocarea releului R2 cît timp releul R1 este sub tensiune.

Prin excitarea releului R2, contactele normal deschise, cu temporizare la închidere 1R2, se închid așa încît are loc deconectarea releului R2 prin intermediul releului 2C și conectarea releului R1 prin intermediul releului 1C începînd realimentarea cuptorului.

Din modul în care este realizată schema electrică se observă că, prin blocarea releelor de temporizare R1 și R2, programul de încălzire al cuptorului se poate modifica și manual.

Alimentarea cuptorului se face de la rețeaua de curent alternativ de 220 V prin intermediul unui autotransformator. Pentru controlarea și modificarea regimului termic al cuptorului se utilizează ampermetrul A1.

Cu o astfel de schemă, într-un caz limită, răcirea se poate face programat, atât de lent, încât să se realizeze condițiile recoacerii ($V_{r\ddot{a}c} = 50^{\circ}\text{C/h}$). Pentru cel de al doilea cuptor C' este prevăzut un circuit de alimentare identic cu al cuptorului C. În această situație, discuția referitoare la cuptorul C se transferă integral și la cuptorul C' cu precizare că toate notațiile vor fi afectate de semnul '.

Circuitul solenozilor cuptoarelor antiinductive

Comanda automată a solenozilor S1 și S2 și punerea sub tensiune a acestora, se face prin acționarea butonului de pornire normal deschis, cu revenire automată, 3B. În această situație, prin excitarea bobinei contactorului 3C, se închid contactele 3C1 și 3C2 din circuitul solenozilor S1 și S2, încât aceștia sînt puși simultan sub tensiune. Contactele de menținere 3C3 asigură excitarea releului 3C după eliberarea butonului de pornire. Alimentarea solenozilor S1 și S2 se face de la rețeaua de curent alternativ de 220 V, prin intermediul unui autotransformator. Pentru reglarea fină a curentului este prevăzut reostatul R, iar pentru controlul curentului de alimentare a solenozilor se utilizează ampermetrul A2.

Circuitul instalației de călire TTMag

Din mai multe considerente este comodă călirea la marten-

sită în câmp magnetic variabil și, de aceea, instalația a fost concepută pentru a lucra în astfel de condiții. Sursa de tensiune a instalației de călire este rețeaua industrială de curent alternativ de 220 V.

Alimentarea solenoidelor S3 și S4 se face prin acționarea butonului de pornire 5B. Prin excitarea releului 4C și închiderea contactelor 4C1, 4C2 și 4C3 solenoidul este pus sub tensiunea autotransformatorului, așa încât butonul de pornire poate fi eliberat. Alimentarea solenoidelor se face de la rețea prin intermediul unui autotransformator, iar controlarea regimului electric se face cu ajutorul ampermetrului A3.

Protecția diferitelor elemente ale instalației este realizată prin intermediul siguranțelor fuzibile 1F, 2F, 3F, 2F', 3F', 4F, 5F, 5F' și 6F, precum și a releelor termice 1RT, 1R'T'; 2RT și 3RT. Cu ajutorul întrezupătoarelor I₁, I₂, I₃ și I₄ se realizează conectarea manuală a diferitelor părți componente aparținând instalației TTMag. Prin aceasta se observă că diferitele circuite ale instalației pot fi acționate independent, simultan sau succesiv, în funcție de scopul urmărit.

2.5. Schema hidraulică a instalației pentru tratamente termomagnetice

O analiză a funcționării și construcției cuptoarelor și băilor de călire în câmp magnetic, duce la concluzia că schema hidraulică a instalației TTMag trebuie să fie de așa natură încât, aceasta să asigure protecția cuptoarelor, posibilitatea modificării regimului de răcire al acestora, asigurarea unor condiții optime de călire la martensită, precum și adaptarea rapidă a instalației la diferite condiții de tratament termic.

///.

Din schema prezentată în fig.2.6 se constată că baia de călire TTMag este plasată în vecinătatea cuptorului TTMag.

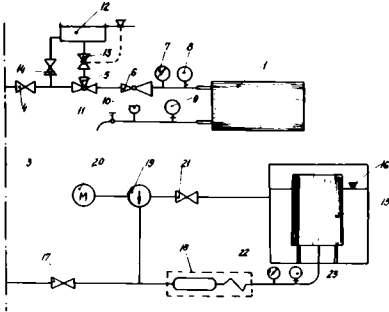


Fig.2.6.-Schema hidraulică a instalației pentru tratamente termomagnetice.

Schema hidraulică este constituită din două circuite care asigură alimentarea cuptoarelor și băilor de călire, acestea putînd fi utilizate simultan sau succesiv, după necesități.

Alimentarea cuptoarelor TTMag (1) se face cu apă curentă de la rețeaua (3) a orașului. Pe conducte de aducțiune a apei sînt prevăzute: un robinet cu filet (4), un robinet cu cap cu trei căi (5) și reductorul de presiune (6) cu ajutorul căroră se face admisia și reglarea regimului apei de răcire. Controlul presiunii apei se face cu ajutorul manometrului (7), iar determinarea temperaturii - cu termometrul (8). Schema hidraulică este astfel concepută încît aceasta asigură alimentarea cuptoarelor chiar în cazul întreruperii accidentale a alimentării prin rețea. În acest scop este prevăzut un rezervor deschis (12), înzestrat cu regulator pentru nivel de apă. Introducerea în circuitul hidraulic a rezervorului se face manual, acționînd robinetele (5) și (13).

Evacuarea apei din cuptoare se face printr-o conductă de evacuare prevăzută cu termometrul (9), debitmetrul (10) și robinetul cu ventil de serviciu (13).

Cu ajutorul acestei scheme se asigură alimentarea continuă a cuptoarelor și, în plus, se pot determina diferiții parametri ai circuitului de răcire în scopul controlării instalației

și stabilirii randamentului acesteia.

În ceea ce privește instalația de călire TTMag, admisia apei în conducte de aducțiune se face prin intermediul unui robinet cu filet (17). La stabilirea schemei hidraulice s-a prevăzut posibilitatea modificării drasticității mediului de călire prin încălzirea apei de călire cu ajutorul unui schimbător de căldură prin suprafața cu gaze arse (18). Instalația TTMag a fost concepută pentru tratamentul oțelurilor cu călibilitate redusă și, de aceea, baia de călire poate fi eliminată și cu soluția apoasă de NaCl, datorită existenței unui circuit închis prevăzut pentru aceste cazuri. Prin conducta de aspirație prevăzută cu robinetul (21) mediul de răcire este antrenat de către pompa (19), acționată de către electromotorul (20). În continuare, lichidul se reîntoarce la baia de călire prin conducta de aducțiune a apei curente. Oricare ar fi mediul de călire, controlul presiunii se face cu manometrul (22), iar cel al temperaturii cu termometrul (23).

Cu această schemă hidraulică a instalației TTMag se poate realiza atât călirea obișnuită la martensită, cât și tratamente termice care au ca scop final mărirea diametrului critic real de călire.

2.6. Principiul de funcționare al instalației pentru tratamente termomagnetică

O prezentare detaliată a principiului de funcționare al instalației TTMag, utilizate la tratamentul oțelurilor carbon de îmbunătățire, se face numai în lucrarea [C6]. În prezenta lucrare problema principiului de funcționare este reluată, împreună cu observațiile din lucrările [R6] și [R7], cu scopul extinderii posibilităților de utilizare ale acesteia la întreaga gamă a oțelurilor carbon de îmbunătățire.

Deși instalația TTMag poate fi asimilată cu o schemă permeametrică de compensare, la cuptor se pot deosebi trei regimuri de funcționare în cazul aplicării tratamentelor de recoacere, parțială sau completă, normalizare și călire. Din discuție se exclude cazul recoacerii de temperatură joasă a oțelurilor ecrusate.

Cele trei regimuri de funcționare ale instalației TTMag sînt următoarele :

- cînd oțelul este parțial sau total feromagnetică și cînd starea magnetică nu se modifică cu temperatura; în această situație cuptorul TTMag poate fi asimilat cu o bobină de reactanță [N2], [S8];

- în intervalul de temperaturi corespunzătoare domeniului austenitic, starea magnetică nu se modifică cu temperatura și deci, cuptorul TTMag poate fi asimilat cu o bobină fără miez de oțel [N2], [S8];

- cel de al treilea regim de funcționare al instalației TTMag este mai important din punctul de vedere al principiului de funcționare al instalației, acesta corespunzînd intervalului de temperaturi $A_{c1}-A_{c3}(A_2)$ sau $A_{r3}(A_2) - A_{r1}$, interval în care transformările magnetice se suprapun peste transformările polimorfe. Traversarea acestui interval de temperaturi este însoțită de modificarea continuă a raportului dintre masa feromagnetică și cea paramagnetică, motiv pentru care instalația funcționează într-un regim tranzitoriu, atît din punct de vedere electric, cît și magnetic.

Pentru construirea diagramei vectoriale a instalației se ține seama de faptul că aceasta este alimentată în derivație cu o tensiune alternativă sinusoidală. În diagrama vectorială, prezentată în fig.2.7, pe lîngă componenta reactivă magnetizantă

I_r s-a luat în considerare și componenta activă a curentului $I_{P0} = I_H + I_P$ deoarece, în timpul încălzirii pînă la punctul A_{c1} această componentă se modifică, provocînd o variație apreciabilă a curentului echivalent I_0 .

La determinarea tensiunii aplicate U s-a ținut seama de componenta U_0 , care echilibrează forța electromotoare E indusă în desfășurarea bobinei, de fluxul Φ_0 , cît și de componentele $I_0 r$, care învinge rezistența activă a înfășurării și $I_0 X_s$, care echilibrează forța electromotoare indusă în înfășurare de fluxul de scăpări.

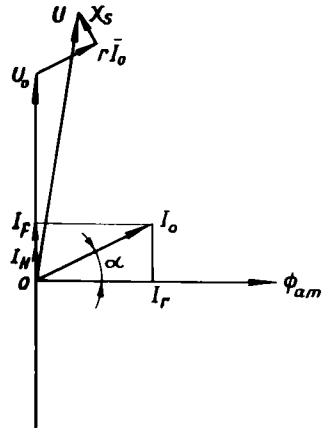


Fig.2.7.—Diagrama vectorială a instalației pentru tratamente termomagnetice, corespunzătoare OLC 45 în stare parțială sau total feromagnetică [C6].

În timpul transformărilor de fază însoțite de transformări magnetice se produce variația monotonă a permeabilității oțelului, așa încît, la temperaturi superioare punctului A_{c1} , se atinge cazul limită, cînd instalația funcționează ca o bobină fără miez de oțel.

Corelînd diferitele aspecte teoretice ale TTMag, prezentate în cap.1.2, cu cele din acest capitol, se observă că, pentru a separa diferitele influențe asupra structurii și substructurii de influența TTMag, este necesară încălzirea strictă a materialului în cîmp magnetic pînă la punctul critic real $A_{c3}(A_2)$ sau răcirea pînă la punctul critic real $A_{r3}(A_2)$, urmînd ca materialul să se răcească în cîmp magnetic, sau în absența acestuia, cu o viteză de răcire ce depinde de scopul urmărit.

././.

3. CERCETARI PRIVIND STABILIREA CONDIȚIILOR DE APLICARE A TRATAMENTELOR TERMOMAGNETICE LA OȚELURILE CARBON DE ÎMBUNĂȚIRE

3.1. Principiul metodei TTMag

În prezent TTMag se aplică la mai multe categorii de materiale, cu scopuri evident diferite, motiv pentru care, problema principiului metodei TTMag trebuie privită din mai multe puncte de vedere.

Un prim aspect al acestei metode este legat de feromagneticii monofazici, la care transformările alotropice și cele magnetice se produc într-un punct. În acest caz TTMag poate evidenția efectul texturării magnetice cu condiția ca viteza de răcire să fie atât de mică, încât să fie respectate următoarele condiții de bază [V2], [B3]:

- grăuntele cristalin inițial, format în urma transformării de fază, trebuie să fie înlocuit printr-un grăunte cristalin de dimensiuni mari ;

- transformarea din starea paramagnetică în starea feromagnetică trebuie să ducă la formarea unei structuri domeniale, caracterizat printr-un înalt grad de texturare magnetică ;

- tensiunile interne, indiferent de gradul acestora, trebuie să fie atât de reduse, încât să nu poată avea loc ecruișarea, și mai ales, recristalizarea la nivelul temperaturii de recristalizare.

Aceste considerații au fost stabilite la TTMag aplicat materialelor caracterizate prin proprietăți fizice deosebite. Cele spuse prezintă o valoare practică și pentru oțelurile carbon cu conținut redus în carbon, la care ferita este în cantitate mult mai

mare decât perlite.

La materialele polifazice, la care transformările de fază și cele magnetice se produc la temperaturi diferite, iar transformările de fază nu au loc într-un punct, TTMag este mai complicat.

Dacă TTMag urmărește numai formarea unei texturi magnetice, ca în cazul celor mai multe lucrări din acest domeniu, materialul se va găsi sub influența cîmpului magnetic numai în timpul răcirii. Pentru atingerea scopului propus, materialului i se mai impune o condiție legată direct de factorul compoziției chimice și deci de diagrama de echilibru metastabil, în sensul ca punctul Curie, al fazei care se separă, să fie superior temperaturii de separare [Pl].

Trecînd la oțelurile carbon hipoeutectoide, condiția de mai sus este îndeplinită din punct de vedere teoretic numai de acele oțeluri la care este realizată coincidența punctelor $A_{\alpha\beta}$ și A_2 . În lucrarea [66] se arată că efectul TTMag este evident și la un material care, teoretic, nu îndeplinește această condiție. S-a arătat că, cu această ocazie, în condiții concrete de tratament termic, sub influența TTMag, punctul critic $A_{\alpha\beta}$ coboară pînă la nivelul punctului A_2 așa încît, practic, condiția de mai sus este îndeplinită.

Pornind de la această observație, în lucrarea de față se urmărește aprofundarea celor constatate și stabilirea limitelor, pentru care sînt îndeplinite practic condițiile de aplicare ale TTMag.

În ultimul timp se acordă o atenție sporită feromagneticele polifazice supuși TTMag cu scopul modificării proprietăților mecanice. Majoritatea cercetărilor sînt de acord asupra condițiilor de aplicare a TTMag, în sensul că materialele se supun acțiunii cîmpului magnetic în timpul încălzirii și menținerii la temperatu-

ra de călire. Unele cercetări au stabilit că acțiunea cîmpului și în timpul răcirii duce la accentuarea efectului TTMag. Tratatamentul în cîmp magnetic se bazează, în acest caz, pe ecrulsarea fazică a austenitei și pe capacitatea acesteia de a-și menține starea de ecrulsare în domeniul de temperaturi, inferior temperaturii de recristalizare.

Trebuie remarcat că efectul de finisare al structurii nu este numai consecința transformării perlitei în austenită, ci și al dizolvării feritei libere în austenită.

O serie de lucrări, din acest domeniu, au arătat că efectul TTMag poate fi accentuat aplicînd un tratament termic pendular în jurul intervalului $A_{C3}(A_2) - A_{T1}$ [S6], [B2], [C6].

În lucrarea [C6] se arată că, în plus, că efectul TTMag poate fi și mai mult mărit, dacă răcirea pentru călire se face în astfel de condiții, încît austenita să se transforme parțial în produse de tip perlitic și parțial în martensită.

3.2. Alegerea parametrilor cîmpului magnetic

Cercetările întreprinse în cadrul acestei lucrări, precum și rezultatele obținute de alți cercetători în diferitele domenii ale TTMag, [B3], [S6], [B2], [J2], au dus la concluzia că, pentru a explica efectul cîmpului magnetic asupra structurii și substructurii, nu se poate lua în considerare numai fenomenul magnetostriktiv. Magnetostricțiunea poate fi considerată ca fenomen de bază în cazul, de exemplu, al feromagneticeilor monocomponenți sau polinari, însă monofazici. În cazul oțelurilor carbon, pentru a explica acțiunea cîmpului magnetic asupra interdependenței structură-proprietăți, trebuie, vorbind mai corect, să se admită influența mutuală a doi factori esențiali - magnetostricțiunea și

transformările structurale suprapuse peste transformările magnetice.

În legătură directă cu cele prezentate, s-a stabilit că la grupa oțelurilor carbon de îmbunătățire, efectul TTMag este posibil atunci când câmpul magnetic acționează asupra feritei în prezența austenitei, adică în intervalul de temperaturi al punctelor critice $A_{c1}-A_{c3}(A_{r3}-A_{r1})$. Efectul TTMag este mai pronunțat în cazul în care câmpul magnetic acționează asupra feritei feromagnetic în momentul separării acesteia din austenită. În ambele cazuri deformarea feritei sub influența câmpului magnetic provoacă deformarea plastică a austenitei, așa încît evoluția transformărilor va depinde de noua stare a austenitei, ecruisată sub influența câmpului magnetic.

Temperatura TTMag este inferioară temperaturii de recristalizare a austenitei, așa încît efectul TTMag asupra austenitei va avea un caracter remanent.

În privința naturii câmpului magnetic, în cadrul acestei lucrări s-au aplicat câmpuri magnetice continue, alternative sau pulsante, de diferite intensități. Cu această ocazie s-a constatat că efectul TTMag este puțin influențat de natura câmpului magnetic. De aici a rezultat imediat necesitatea utilizării câmpurilor magnetice alternative, deoarece aparatura corespunzătoare acestui caz este mai simplă, iar tratamentul - mai eficient.

În legătură directă cu natura câmpului magnetic este și natura magnetostricțiunii. S-a avut în vedere în acest caz influența câmpului magnetic asupra magnetostricțiunii fierului și s-au aplicat în consecință, câmpuri magnetice de diferite intensități, așa încît magnetostricțiunea să fie pozitivă, negativă sau pozitivă și negativă. Raportată la alte materiale, magnetostricțiunea fierului este relativ mică și, în plus, prin variația intensității câmpului magnetic, aceasta nu se mărește apreciabil. De aici

au rezultat două concluzii de mare importanță practică :

- în privința naturii magnetostricțiunii, este justificată din punct de vedere tehnic și economic, utilizarea cîmpurilor magnetice care produc numai magnetostricțiune pozitivă ;

- cu privire la intensitatea cîmpului magnetic, și deci la valoarea magnetostricțiunii, trebuie să se utilizeze cîmpurile magnetice cu intensitate corespunzătoare maximului curbei de magnetostricțiune (cap.1.2.2).

Intensități mai mari ale cîmpului magnetic nu sînt justificate nici tehnic și nici economic, deoarece, după cum rezultă din interpretarea curbei de magnetostricțiune, magnetostricțiunea maximă nu se modifică.

Aceste rezultate sînt în concordanță cu cele obținute și de alți cercetători [56], [56], [12].

În concluzie, cu privire la parametrii cîmpului magnetic s-a stabilit că, din punct de vedere tehnic-economic, este justificată utilizarea cîmpurilor magnetice alternative de 50 Hz cu o intensitate corespunzătoare maximului curbei de magnetostricțiune a feromagnetului respectiv.

3.3. Influența cîmpului magnetic asupra punctelor critice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire

Temperatura este unul dintre principalii parametri ai tratamentelor termice, deoarece acensta influențează asupra structurii și deci, și proprietăților aliajelor. În cazul oțelurilor hipoeutectoidice temperatura de călire, de exemplu, trebuie să depășească puțin punctul critic A_{c3} pentru a se obține, în final, o martenită fină.

Cercetările întreprinse în cadrul acestei lucrări au arătat că indicația din literatura de specialitate, cu privire la

deplasarea punctului A_{C3} cu $30...50^{\circ}\text{C}$ în vederea călirii, este cauza pentru care, în foarte multe cazuri, rezultatele în privința proprietăților mecanice sînt mult împrăștiate. Cercetările și rezultatele obținute în lucrarea [C6], cu privire la OLC 45, au sugerat ideea continuării investigațiilor la toate oțelurile carbon de îmbunătățire cu scopul punerii la punct a unei metode de reducere a temperaturii de călire.

Cu ocazia cercetărilor, orientate pe această direcție, s-a constatat o sensibilă reducere a temperaturii de călire sub influența cîmpului magnetic. Pentru a stabili mărirea acestei deplasări s-a folosit atât metoda analizei termice, cît și funcția de traductor a instalației TTMag. În vederea eliminării oricăror surse de erori, la ridicarea curbelor de încălzire, determinarea temperaturii s-a efectuat cu un termocuplu Pt-PtRh sudat pe suprafața epruvetei, iar în privința celorlalte condiții s-au respectat indicațiile din literatura de specialitate.

Abordarea sub acest aspect a problemei, a condus imediat la ideea utilizării funcției de traductor a instalației TTMag, pentru a stabili în ce măsură indicațiile obținute, prin aplicarea ambelor metode, sînt comparabile. Sub raport teoretic această cercetare a fost justificată de faptul că în timpul transformărilor de fază, și deci și a transformărilor magnetice, o serie de mărimi fizice, cum ar fi: inducția magnetică (B), magnetizația (M) și permeabilitatea magnetică (μ), variază practic monoton cu temperatura. De aici rezultă imediat variația inductanței (L) a solenoidului, care generează cîmpul magnetic necesar TTMag.

Luînd în considerare cele prezentate în cap.2.1, 2.2 și 2.6, se deduce variația curentului I din solenoid, ca urmare a transformărilor $P \rightarrow A$ și $\alpha \rightarrow \delta$, așa cum se observă din următo-

rea relație :

$$I = \frac{U}{\sqrt{R^2 + X_L^2}} \quad (3.1)$$

în care R este rezistența ohmică a solenoidului, iar

X_L - reactanța inductivă a acestuia.

Pentru a mări puterea de rezoluție a aparatelor, în timpul determinării intensității curentului, tensiunea U la bornele solenoidului s-a menținut constantă grație posibilităților oferite de schema electrică a instalației TTMag (Cap.2.4).

Folosind relația (3.1) se poate determina precis poziția punctelor critice A_{01} , A_{x1} , A_{03} și A_{x3} , dacă ultimele două puncte critice coincid cu A_2 , având în vedere că valoarea I , a intensității curentului de magnetizare, va fi minimă în stare feromagnetice și maximă în stare paramagnetică. Mai mult decât atât, cu relația curentului eficace se poate determina precis temperatura corespunzătoare unui anumit raport între masa fazei feromagnetice (ferita) și masa fazei paramagnetice (austenita).

Pentru determinarea poziției punctelor critice s-a procedat, în continuare, la stabilirea influenței timpului și temperaturii piesei asupra curentului eficace atât la încălzire, cât și la răcire. În cazul unui oțel cu 0,45 % C rezultatele sînt arătate în fig.3.1 și 3.2.

Pentru a interpreta aceste curbe, trebuie să se ia în considerare condițiile în care acestea s-au ridicat :

- epruvetele au avut dimensiuni foarte mari, raportate la dimensiunea grăuntelui cristalin ;

- încălzirea s-a făcut cu viteze finite și nu în condiții quasistatice, adică în condițiile existenței unei valori finite a gradientului termic pe secțiune.

Ținînd seama de acești factori, de compoziția și de dim-

starea de echilibru metastabil $Fe-Fe_3C$, se poate da o interpretare

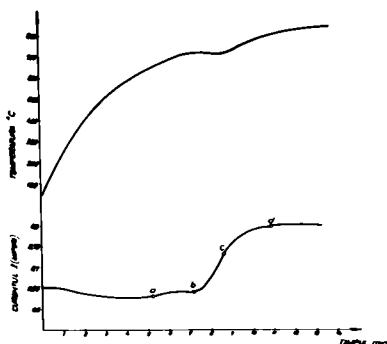


Fig.3.1.-Influența timpului și temperaturii piesei asupra regimului electric al solenoidului cuptorului la încălzirea în câmp magnetic (curba superioară). Curba inferioară - curba de încălzire a oțelului cu 0,45 % C [C6].

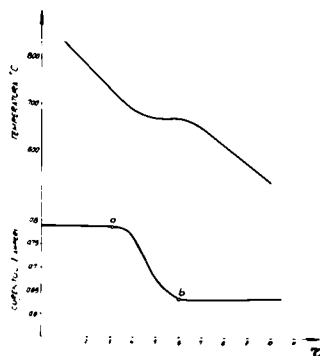


Fig.3.2- Influența timpului și temperaturii piesei asupra regimului electric al solenoidului cuptorului la răcirea în câmp magnetic (curba superioară). Curba inferioară - curba de răcire a oțelului cu 0,45 % C [C6].

curbelor din fig.3.1 și 3.2. În cazul fig.3.1, în punctul a pe suprafața epruvetei începe transformarea perlitului în austenită. După formarea unei anumite cantități de austenită, transformarea perlitului încetează, pentru moment, aceasta reflectându-se pe curbe de încălzire printr-un palier. În punctul b, când începe și procesul de dizolvare a feritei libere în austenită, transformarea perlitului este reluată, iar frontul acesteia se deplasează spre axa epruvetei. Punctul c, reprezintă sfârșitul transformării perlitului în austenită în miez, iar punctul d corespunde momentului în care se termină dizolvarea în austenită a feritei, când oțelul devine complet austenitizat.

La alte conținuturi în carbon, cuprinse între 0,25 % C și 0,60 % C, s-au obținut dependențe de același tip între mărimile timp-intensitate curent de magnetizare - temperatura piesei.

Generalizînd rezultatele obținute la încălzire, pentru seria oțelurilor carbon de îmbunătățire cercetate, se observă că punctele critice A_{c1} (punctul a) și A_{c3} (punctul d) se pot determina comod și precis cu ajutorul unui ampermetru, folosind funcția de traductor a instalației TTMAG, în care mărimea de intrare este temperatura, iar mărimea de ieșire, intensitatea curentului de magnetizare.

În cazul transformărilor la răcire, fig.3.2, viteza medie de desfășurare a transformărilor de fază este relativ mai mare, așa încît, în privința corelației timp-intensitate curent de magnetizare, particularitățile de la încălzire nu se mai întîlnesc. Punctul a, reprezintă începutul separării feritei libere din austenită pe suprafața epruvetei, iar b - sfîrșitul transformării austenitei în perlită în miezul epruvetei.

Generalizînd rezultatele obținute, ca și în cazul încălzirii, se observă că punctele critice A_{r3} (punctul a) și A_{r1} (punctul b) se pot determina comod și precis cu ajutorul unui ampermetru, folosind - de asemenea - funcția de traductor a instalației TTMAG.

Corelînd aceste rezultate, cu cele obținute prin aplicarea metodei analizei termice, se observă că, sub influența cîmpului magnetic, punctele critice A_{c3} și A_{r3} coboară pe axa temperaturilor, în raport cu aceleași puncte determinate în absența cîmpului magnetic. Pentru a explica influența cîmpului magnetic alternativ asupra poziției punctelor critice, trebuie avut în vedere hysterezisul magnetic caracteristic acestor tipuri de feromagnetici. Atît la încălzire, cît și la răcire, energia corespunzătoare hysterezisului magnetic se repartizează concentrat pe o masă mai redusă de ferită feromagnetică, așa încît, temperatura acesteia crește provocînd dizolvarea în austenită, moment ce corespunde

punctului critic $A_{C3}(A_{T3})$.

Comparând această influență a câmpului magnetic asupra austenitei cu alte influențe, se observă mărirea tendinței spre subrăcire a austenitei la răcirea acesteia în câmp magnetic, acțiune similară cu a unor elemente de aliere (Ni, Mn, etc).

3.4. Influența câmpului magnetic asupra temperaturii de călire

Incercările preliminare, efectuate în legătură cu influența H_{mag} asupra proprietăților mecanice, au impus reconsiderarea problemei alogerii temperaturii de călire deoarece, așa cum s-a menționat mai sus, rezultatele privind proprietățile mecanice sînt împrăștiate, fapt ce trebuie pus în legătură cu supraîncălzirea la călire.

La călirea clasică, gradul real de supraîncălzire este o mărime necontrolabilă, deoarece punctul critic A_{C3} , luat din literatura de specialitate, este o caracteristică ce diferă totdeauna de același punct critic al materialului de călit. Acest lucru este evident dacă se iau în considerare condițiile în care se obține punctul critic A_{C3} . Piesa reală diferă geometric și dimensional de epruveta utilizată la determinarea punctului critic A_{C3} și, dacă se are în vedere și segregările de orice fel, plus vitezele diferite de încălzire, se va observa că coincidența punctelor critice A_{C3} este clară și justificată teoretic și practic.

La o piesă, unde factorii geometrici și dimensionali sînt neprecizați, în condiții concrete de încălzire, punctul critic A_{C3} nu trebuie raportat la întreaga măsură a materialului supus tratamentului termic, întrucît acesta este neomogen chimic și termic, ci la acel punct al piesei în care punctul critic A_{C3} se atinge ultimul. Față de acest punct este clar că restul piesei este su-

prafincălzită sau supraamenținută. Instalația TTMag, concepută și realizată la Universitatea din Galați, oferă posibilitatea determinării exacte a acestui punct, așa încît călirea se realizează practic fără supraîncălzire și supraamenținere.

Cu scopul reducerii supraîncălzirii supra-sau submenținerii s-au experimentat două metode de călire [C6], [A2], [119], [J3], [P4], [R6].

1. Primul tip de tratament se bazează pe simultaneitatea transformărilor magnetice și polimorfe la încălzirea în cimp magnetic, cînd punctele critice A_{C3} și A_2 coincid. Metoda constă în încălzirea oțelului pînă la punctul critic A_{C3} , urmată de menținere (1 minut) și răcire în apă în vederea călirii la martensită. La determinarea punctului critic A_{C3} (A_2) s-a lucrat în condițiile expuse în cap.3.3.

S-a observat, cu ocazia experimentărilor, că utilizarea funcției de traductor a instalației TTMag face ca metoda să fie total independentă de factorii amintiți mai sus, în legătură cu poziția reală a punctului A_{C3} .

La călirea oțelurilor carbon de îmbunătățire după această metodă s-au făcut următoarele observații, din punct de vedere a temperaturii de călire:

- la oțelurile plasate la dreapta punctului C din diagrama sistemului metastabil Fe-Fe₃C temperatura de călire coboară riguros pînă la temperatura punctului critic A_{C3} ;

- oțelurile plasate la stînga punctului O se pot căli de la o temperatură mai joasă, și anume, de la nivelul punctului critic A_2 ;

- sub influența cimpului magnetic se produce deplasarea limitei de aplicabilitate a TTMag la oțelurile carbon de îmbunătățire.

2. Cel de-al doilea tip de tratament se bazează pe simultaneitatea transformărilor magnetice și polimorfe la răcire, când punctele critice A_{r3} și A_2 coincid.

În principiu, metoda constă în încălzirea oțelului până la punctul critic A_{c3} , urmată de menținere (1 minut) și răcire lentă până la atingerea punctului critic A_{r3} , când urmează răcirea în apă în vederea obținerii mertensitei.

Ca și în cazul metodei precedente, punctul critic A_{r3} a fost pus în evidență prin luarea în considerare a funcției de traductor a instalației TIMag. Cu ajutorul unui ampermetru de clasă de precizie medie momentul atingerii punctului A_{r3} se determină cu mare precizie, când din austenită precipită 0,5 % din ferita liberă. Se obține în acest caz cea mai redusă temperatură de călire a oțelurilor hipoeutectoide.

Rezultatele obținute în cadrul acestei metode sînt centralizate în fig.3.3.

Cu privire la această a doua metodă de TIMag se observă că în cîmp magnetic, tendința spre suprarăcire a austenitei se mărește sensibil, așa încît temperatura reală de călire, în raport cu

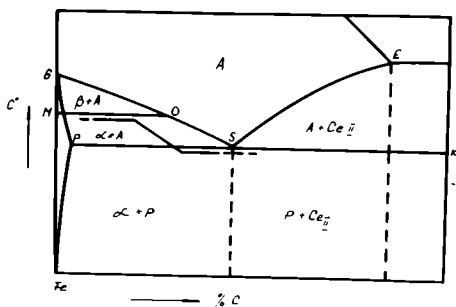


Fig.3.3.-Temperatura de călire a oțelurilor hipoeutectoide călrite în cîmp magnetic de la punctul critic $A_{r3}(A_2)$.

temperatura recomandată de călire, se reduce cu pînă la 160°C. De aici rezultă o serie de mari avantaje ale acestei metode de tratament termic:

- reducerea temperaturii de încălzire pentru călire ;
- eliminarea dezavantajelor supraîncălzirii ;

- reducerea temperaturii reale de călire ;
- eliminarea dezavantajelor legate de o cădere termică mare la răcire (fisurare, deformare, strîmbare, etc) ;
- reducerea temperaturii cuptorului ;
- suprimarea totală a supraîncălzirii ;
- evitarea sigură a subîncălzirii .

3.5. Influența cîmpului magnetic asupra temperaturii de dezorientare

Cu privire la grăunțele cristaline ale oțelurilor, se știe că există o diferență între grăunțele metalografice și grăunțele care se constată pe suprafața de rupere. Astfel, în cazul unor structuri inițiale grosclane, susținutizarea oțelului la temperaturi puțin superioare punctului A_{c3} duce la apariția unei texturi intragrosclane, așa încît reziliența acestuia va avea valori reduse. Pentru îmbunătățirea acestei proprietăți materialul trebuie încălzit la temperaturi superioare temperaturii de dezorientare, ceea ce implică supraîncălzirea acestuia.

Avîndu-se în vedere mecanismul formării texturii intragranulare, precum și dezorientarea grăunților de austenită, care are loc în absența cîmpului magnetic, s-a încercat aplicarea TTMag cu scopul de a cerceta în ce măsură cîmpul magnetic poate exercita o influență asupra temperaturii de dezorientare.

Cunoașterea temperaturii de dezorientare este importantă practic deoarece temperatura de normalizare a materialelor cu structură grosclană se alege în raport cu aceasta.

Deși în literatura de specialitate sînt unele date generale, cu privire la procesul de dezorientare, nu se prezintă totuși date concrete, referitoare la influența compoziției și a altor factori asupra procesului amintit. În consecință, în acest capitol

se analizează în prealabil influența compoziției asupra temperaturii de dezorientare la oțelurile carbon de îmbunătățire călite și normalizate în absența câmpului magnetic. Metoda de lucru constă în normalizarea sau călirea materialelor de la temperaturi diferite, ceilalți parametri ai regimului de tratament termic fiind menționați riguros aceeași. Rezultatele obținute în astfel de condiții sînt prezentate în fig. 3.4, 3.5 și 3.6.

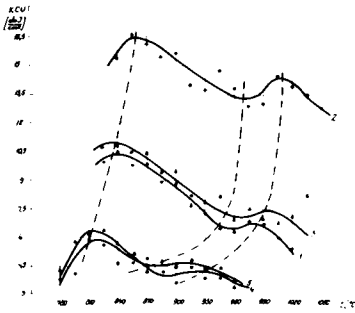


Fig. 3.4.-Influența temperaturii asupra rezilienței oțelurilor normalizate.

1-0,40 % C; 2-0,26 % C; 3-0,34 % C; urmează să crească în urma 4-0,51 % C; 5-0,57 % C.

la o anumită temperatură, ce depinde de conținutul în carbon.

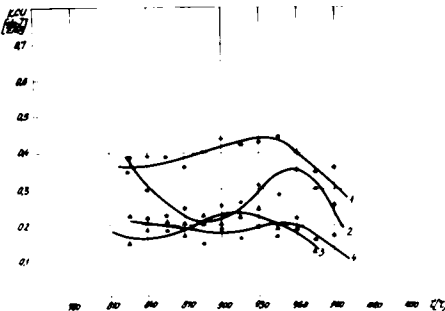


Fig. 3.5.-Influența temperaturii asupra rezilienței oțelurilor călite la martensită.

1-0,34 % C; 2-0,40 % C; 3-0,51 % C; 4-0,57 % C.

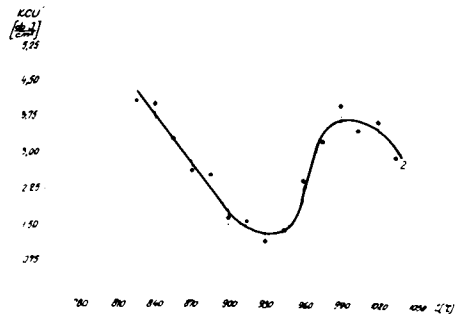


Fig. 3.6.-Influența temperaturii asupra rezilienței oțelului cu 0,26 % C călit la martensită.

Temperatura de dezorientare este mai bine pusă în evidență în cazul oțelurilor călite la martenită. Creșterea rezilienței, prin apropierea temperaturii de temperatura de dezorientare, este explicată prin influența favorabilă pe care o exercită difuziunea asupra omogenității austenitei și rezilienței oțelului. După depășirea temperaturii de dezorientare reziliența scade din cauza acțiunii predominante a creșterii grăuntelui cristalin asupra rezilienței.

O privire de ansamblu a rezultatelor, obținute la oțelurile normalizate și călite la martenită, arată coincidența valorilor temperaturilor de dezorientare, în cele două cazuri analizate și în condițiile de lucru ale tezei.

Centralizând rezultatele obținute în diagrama sistemului metastabil Fe-Fe₃C (zona oțelurilor hipoeutectoid) se observă că, la oțelurile cu structură inițială grosolană, temperatura de dezorientare se încadrează într-o fișie, dispusă sensibil paralel cu

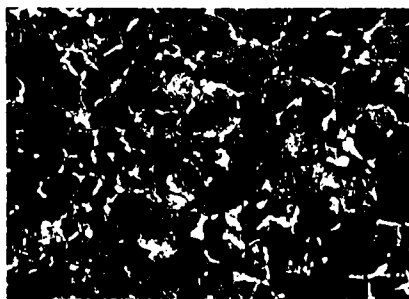


Fig.3.8.-Microstructura oțelului cu 0,57 %C, normalizat de la 780°C (200:1).

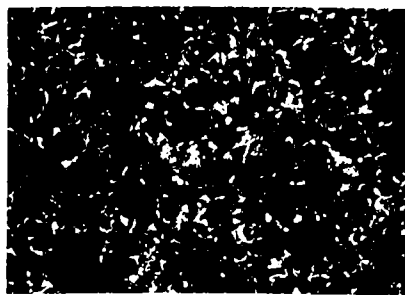
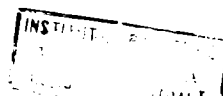


Fig.3.9.-Microstructura oțelului cu 0,57 %C, normalizat de la 990°C (200:1).

linia GGS și situată deasupra acesteia cu 140...190°C.

Pentru a verifica cele afirmate mai sus, cu privire la mecanismul dezorientării, s-a procedat la o analiză metalografică a unor cazuri caracteristice.

///.



În cazul unui oțel cu 0,57 % C, normalizat de la temperaturi inferioare (fig.3.8) sau superioare (fig.3.9) temperaturii de normalizare se observă clar influența dezorientării asupra microstructurii oțelului cu granulație inițială grosolană. Din comparația microstructurilor se observă că normalizarea, de la temperaturi înalte și superioare temperaturii de dezorientare, duce la finisarea structurii în comparație cu același tratament efectuat de la temperaturi inferioare temperaturii de dezorientare.

Influența dezorientării asupra microstructurii se vede mai clar dacă se ia în considerare influența temperaturii de normalizare asupra structurii unui oțel cu grăunte inițial fine, fig.3.10 și 3.11. Din compararea celor două microstructuri, aparținând unui oțel cu aceeași compoziție, se observă că, în absența texturii intragranulare, prin ridicarea temperaturii se produce creșterea grăuntelui de austenită și deci și a grăuntelui de perlită, deoarece nu intervine nici un factor de perturbare a acestei tendințe.

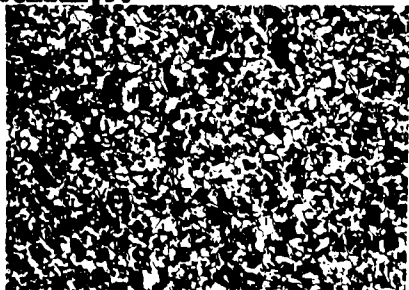


Fig.3.10.—Microstructura oțelului cu 0,26 % C, normalizat de la 855°C (200:1).

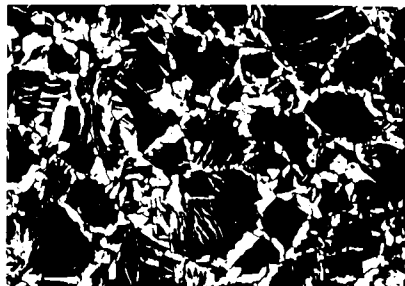


Fig.3.11.—Microstructura oțelului cu 0,26 % C, normalizat de la 1050°C (200:1).

Ca și în cazul normalizării se observă că, la călirea unui oțel cu o structură inițială grosolană, structura, corespunzătoare unei temperaturi mai înalte decât temperatura de dezorientare, este mai fină comparativ cu structura corespunzătoare unei temperaturi inferioare temperaturii de dezorientare.

La un material netexturat intragranular, prin ridicarea

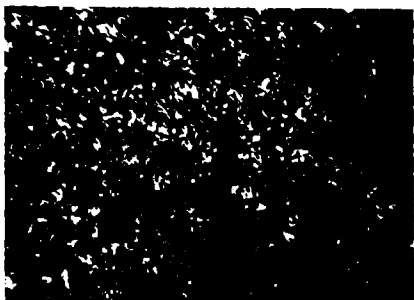


Fig.3.12.—Microstructura oțelului cu 0,57 % C, călit la martenșită de la 825°C (270:1).

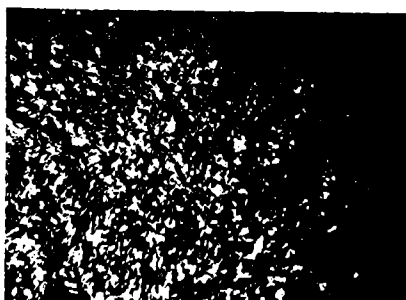


Fig.3.13.—Microstructura oțelului cu 0,57 % C, călit la martenșită de la 990°C (270:1).

temperaturii de călire, grăunțele austenitice crește continuu și, în consecință, martenșita va fi mai grosolană.

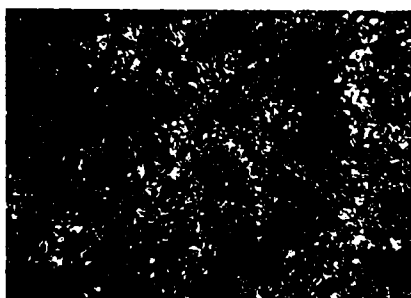


Fig.3.14.—Microstructura oțelului cu 0,26 % C, călit la martenșită de la 855°C (270:1).

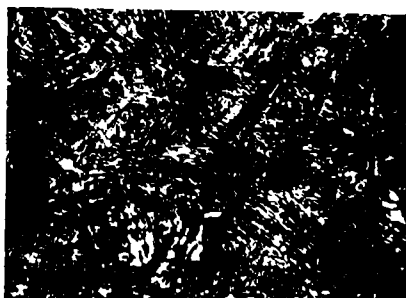


Fig.3.15.—Microstructura oțelului cu 0,26 % C, călit la martenșită de la 1050°C (270:1).

Aplicarea TM_{Mag} atât la oțelurile cu structură inițială grosolană, cât și la cele cu structură fină, a arătat că, sub influența cîmpului magnetic, austenita unui material cu structură inițială grosolană este supusă unui proces de recrystalizare îndată ce se depășește temperatura punctului A_{C3} . Aceasta demonstrează în plus că TM_{Mag} duce la o deformare suplimentară a rețelei cristaline, motiv pentru care temperatura de dezorientare coboară pînă la punctul critic A_{C3} . Datorită acestui fapt, nu mai prezintă importanță clasificarea oțelurilor după criteriul existenței sau nu a texturii intragranulare.

///.

4. CONCLUSTARI PRIVIND INFLUENTA TRATAMENTELOR
TERMO-MAGNETICE ASUPRA PROPRIETATILOR MECANICE
ALE OTELURILOR CARBON DE ILBUNATATIRE.

4.1. Prepararea materialelor pentru experimentari.

4.1.1. Materiale utilizate pentru experimentari.

Studiul eficacitatii TTMag s-a facut pe materiale cu dimensiuni cel mult egale cu diametrul critic si aceasta pentru a se asigura in timpul tratamentului termic anumite tipuri de transformari, astfel ca tratamentul sa fie in orice etapa controlabil.

Toate epruvetele folosite in cursul experimentarilor au fost extrase din bare laminate, luandu-se in considerare toata gama OLC 25...OLC 60.

Decarece starea initiala joaca un rol important cu privire la rezultatele obtinute si interpretarea lor, trebuie precizat ca materialelor nu li s-a aplicat nici-un tratament termic preliminar, asa incit starea initiala corespunde starii de livrare a laminatelor.

Epruvetele utilizate la incercari au fost confectionate conform conditiilor din standardele de materiale.

Cunoscind influenta deosebita pe care o exercita elementele chimice insoitoare, permanente si intimplatoare, asupra diferitelor proprietati ale oțelurilor, ca aspect metodologic general trebuie mentionat ca analiza chimica s-a facut chiar pe materiale incercate, folosindu-se in acest scop Quantovacul. Pentru principalele materiale utilizate in cadrul experimentarilor, la un grup de epruvete s-a stabilit o compozitie chimica analoaga cu cea prezentata in tabelul 5.1.

4.1.2. Alegerea regimului termic al instalației TTMag.

Deoarece materialele cercetate nu sînt susceptibile la fisurare în timpul încălzirii din cauza tensiunilor interne de natură termică sau structurală, s-a stabilit pentru instalație regimul de tratament termic caracterizat prin temperatură constantă pe toată durata încălzirii. Acest regim, printre altele, asigură atât o mare productivitate, cît și un bun randament energetic. În astfel de condiții de lucru, variația temperaturii în cadrul unui ciclu complex de tratament termic (recoacere) este reprezentată în fig.4.1. Peste graficul de tratament termic se mai suprapune și graficul regimului electric al instalației TTMag cu scopul de a putea corela o serie de parametri esențiali ai TTMag: temperatura, timpul, intensitatea cîmpului magnetic. Corelarea acestor factori este utilă la:

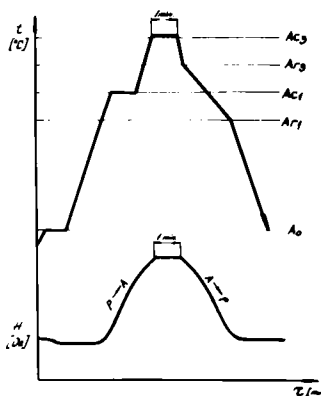


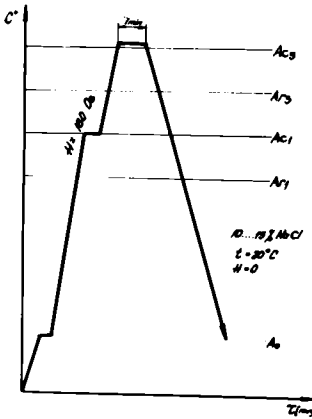
Fig.4.1. - Graficul regimului de tratament și electric al instalației TTMag.

- determinarea duratei de încălzire a materialului;
- stabilirea momentului în care s-a atins temperatura de tratament termic;
- programarea instalației pentru un anumit regim de răcire;
- stabilirea momentului terminării transformărilor de fază la răcire.

4.1.3. Alegerea schemei de tratament termic.

Pentru stabilirea eficacității TTMag s-au aplicat tratamentele termice de călire, recoacere și normalizare în cîmp magnetic,

precum și în absența acestuia.



În cazul TTCMag de călire, după cum se observă din graficul de tratament termic, fig.4.2, câmpul magnetic este suprapus peste transformările care au

Fig.4.2. - Graficul TTCMag de călire.

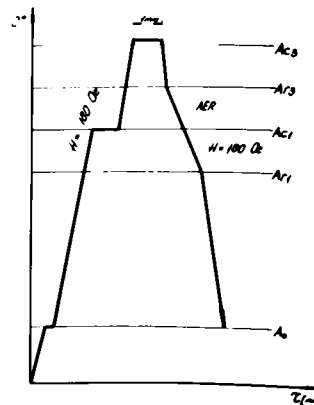
loc la încălzire, precum și în timpul menținerii la temperaturi puțin superioare punctului A_{C3} . După încălzire, materialul urmează a fi răcit în condiții grele de tratament termic într-o soluție apoasă de 10 %...15 % NaCl la temperatura de 20°C .

În acest caz TTCMag se bazează pe influența exercitată de câmpul magnetic în timpul și ca urmare a suprapunerii acestuia peste diferitele transformări de fază.

La răcire s-a ales un mediu drastic de călire pentru a se arăta că, în condiții grele de tratament termic, materialul nu este susceptibil la fisurare din cauza tensiunilor interne de natură termică sau structurală, când acțiunea acestora este izolată sau cumulată

În cazul normalizării, fig.4.3, s-a ales o astfel de schemă

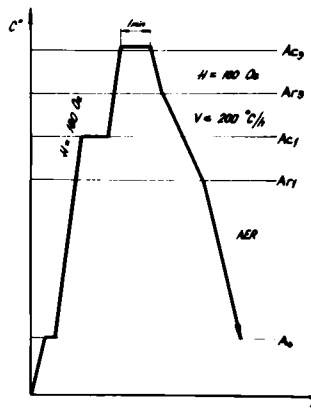
Fig.4.3. - Graficul TTCMag de normalizare.



TTMag încît cîmpul magnetic acționează și se suprapune atît peste transformările de fază de la încălzire, cît și peste cele de la răcire.

In cazul recoacerii, fig. 4.4, ca și la normalizare, cîmpul magnetic acționează atît la încălzire, cît și la răcirea materialului.

Fig. 4.4. - Graficul TTMag de recoacere.



La recoacere, spre deosebire de normalizare, răcirea în cîmp magnetic are un dublu scop :

- intensificarea acțiunii cîmpului magnetic asupra proprietăților mecanice ale materialului ;
- stabilirea unui anumit regim magnetic și termic al instalației.

4.2. Influența cîmpului magnetic asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire cîlire la martensită.

Intrucît epruveta cilindrică, recomandată în standardele de materiale pentru încercare metalelor la tracțiune [I 3], nu dă rezultate concludente în cazul oțelurilor cîlite la martensită, în cadrul experimentărilor s-au utilizat epruvete de formă toroidală.

In cazul epruvetelor cîlite la martensită și nerevenite, fig. 4.5 - curba 2, între rezistența de rupere la tracțiune și conținutul în carbon există o dependență sub forma unei curbe cu maxim, maximum avînd loc la aproximativ 0,4 % C. Acest mod de variație a rezistenței la rupere la tracțiune se explică prin faptul că mate-

rialul călit este într-o stare tensionată, de așa natură, încît gradul de participare al atomilor la solicitarea de întindere pură scade odată cu creșterea conținutului în carbon, pentru domeniul de compoziții ce depășește 0,4 % C.

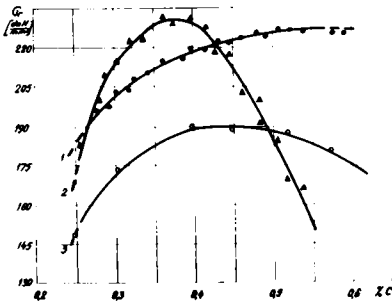


Fig.4.5. - Influența compoziției și tratamentului termic asupra rezistenței de rupere la tracțiune.

curba 1 - călire TMMag la martensită ($t_{c\ddot{u}l} = 4_{03}/1$ min/sol.10...15% NaCl)+detensionare (100°C/5 ore).

curba 2 - călire TMMag la martensită ($t_{c\ddot{u}l} = 4_{03}/1$ min/sol.10...15% NaCl).

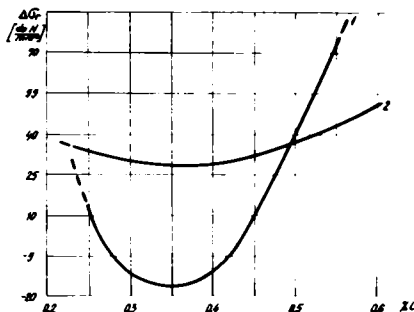
curba 3 - rezistență de rupere la tracțiune a OLC 25...OLC 60, călitate la martensită, după datele din literatură [12].

Rezistența aparentă de rupere crește paralel cu rezistența teoretică numai în cadrul segmentului ascendent al curbei $\sigma_x = f(\% C)$ - curba 2 fig.4.5. Pentru a elimina efectul tensionării și a pune mai bine în evidență dependența dintre compoziție și rezistență, materialul, avînd inițial structura formată din martensită tetragonală, a fost supus detensionării la temperaturi plasate în partea inferioară a intervalului de temperaturi corespunzătoare primei transformări la revenire a oțelurilor carbon. Prin detensionare rezistența efectivă de rupere la tracțiune crește odată cu conținutul în carbon, așa cum se vede din fig.4.5 - curba 1.

Trebuie menționat că, la călirea în cîmp magnetic, influența compoziției asupra rezistenței de rupere la tracțiune este mai accentuată în cazul oțelurilor hipoeutectoide cu conținut redus în carbon. Se vede clar că viteza de creștere a rezistenței scade cînd conținutul în carbon crește.

Pentru a pune mai bine în evidență eficacitatea TTMag în privința rezistenței la rupere, în fig.4.5 - curba 3 se reprezintă influența carbonului asupra rezistenței de rupere la tracțiune după datele din literatură, iar în fig.4.6 - efectul TTMag și al detensionării raportat la datele din literatură și la starea de călire la martensită tetragonală.

Fig.4.6 - Efectul compoziției și TTMag asupra rezistenței de rupere la tracțiune.



- curba 1 - efectul detensionării stabilit prin diferența dintre $\bar{\sigma}_r$ călire TTMag (curba 2 fig.4.5) și $\bar{\sigma}_r$ călire TTMag + detensionare (curba 1 fig.4.5)
- curba 2 - efectul TTMag + detensionare (curba 1 fig.4.5) stabilit prin diferența acestuia față de datele din literatură (curba 3 fig.4.5).

La călirea în cimp magnetic se observă că efectul TTMag este întotdeauna pozitiv, creșterea rezistenței de rupere la tracțiune fiind cuprinsă între 28 și 46 %, pentru domeniul de compoziții analizat.

Diă cele prezentate mai sus, în fig.4.5 și 4.6, referitor la influența compoziției asupra rezistenței de rupere la tracțiune a materialului călit TTMag și nedetensionat, la început s-a bănuț că, creșterea rezistenței la rupere odată cu conținutul în carbon pînă la 0,4 % se poate explica prin faptul că, în acest domeniu de concentrații, oțelul avînd structura formată din martensită tetragonală ar fi plastic.

Pentru verificarea acestei ipoteze, după aplicarea diferitelor tratamente, materialul a fost încercat la încovoiere cu scopul

//.

determinării sūgeții la rupere. Rezultatele obținute sînt prezentate în fig.4.7, 4.8 și 4.9. În cazul tratamentelor de cūlire clasică și TTMag, atît la materialele detensionate, cît și la cele nedetensionate se observă scūderea sūgeții la rupere odată cu creșterea conținutului în carbon. Această dependență este de așa natură încît viteza de creștere a sūgeții este cu atît mai mare, cu cît conținutul în carbon este mai mic.

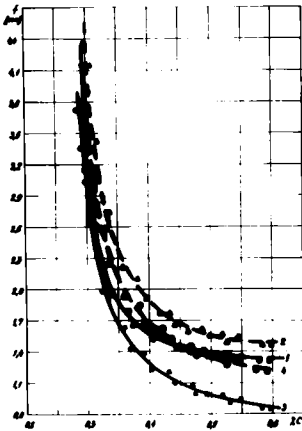


Fig.4.7.-Influența compoziției și tratamentul termic asupra sūgeții la rupere.

- curba 1 - cūlire TTMag la martenită ($t_{c\ddot{u}l} = A_{c3}/1$ min/sol.10...15% NaCl)
- curba 2 - idem + detensionare (100°C/5 ore)
- curba 3 - cūlire clasică la martenită ($A_{c3} + 30^{\circ} \dots 50^{\circ}C/1$ min/apă 20°C).
- curba 4 - idem + detensionare (100°C/5 ore).

Aceste date, și altele de mai sus duc la concluzia cū, la conținuturi mai mari în carbon, cîmpul magnetic duce la creșterea stării de tensiuni.

Efectul TTMag asupra creșterii Δf a sūgeții la rupere, în cazul aceleeași stări structurale, este reprezentată în fig.4.9.

//.

Pentru a elimina eventuala mascare a proprietăților reale de cūtre starea de tensionare a materialului cūlit, în fig.4.8 se reprezintă efectul detensionării asupra creșterii sūgeții la rupere, Δf . Atît la cūlirea clasică, cît și la cūlirea TTMag, efectul detensionării este pozitiv.

Se observă însū cū, pentru un conținut de carbon mai mic decît 0,35%, efectul detensionării este mult mai mare în cazul TTMag, în timp ce pentru un conținut de carbon mai mare decît 0,35 % efectul detensionării este mai mare pentru cūlirea clasică.

Atît în cazul materialelor detensionate, cît și a celor nedetensionate, se observă că efectul $TMag$ este, pentru toate cazurile, pozitiv. În cazul călirii la martensită în câmp magnetic se observă că, creșterea Δf a săgeții la rupere are loc odată cu mărirea conținutului în carbon. Acest lucru confirmă ipoteza formulată mai sus cu privire la influența câmpului magnetic asupra oțelului călit la martensită.

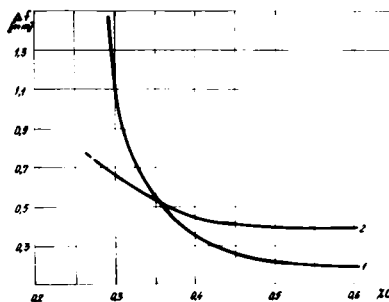


Fig.4.8 - Efectul compoziției și detensionării asupra creșterii săgeții la rupere.

Curba 1 - efectul detensionării stabilit prin diferența dintre f călire $TMag$ + detensionare (curba 2 fig.4.7) și f călire $TMag$ (curba 1 fig.4.7).

curba 2 - idem prin diferența dintre f călire clasică + detensionare (curba 4 fig.4.7) și f călire clasică (curba 3 fig.4.7).

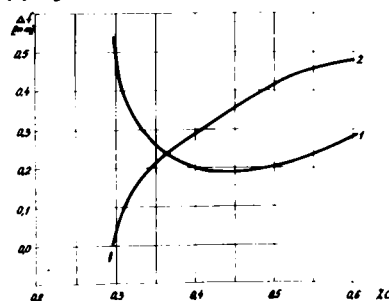


Fig.4.9 - Efectul compoziției și $TMag$ asupra creșterii săgeții la rupere.

curba 1 - efectul $TMag$ stabilit prin diferența dintre f călire $TMag$ + detensionare (curba 2 fig.4.7) și f călire clasică + detensionare (curba 4 fig.4.7).

curba 2 - efectul $TMag$ stabilit prin diferența dintre f călire $TMag$ (curba 1 fig.4.7) și f călire clasică (curba 3 fig.4.7).

//.

Pentru a explica influența compoziției și tratamentului asupra sâgeții la rupere trebuie să se aibă în vedere, că, deși tratamentul termic se aplică cu intenția călirii la martensită, în timpul răcirii rapide peste transformarea martensitică, în anumite condiții de compoziție, se pot suprapune transformările la revenire. Cu alte cuvinte, la călire nu are loc o transformare pură, fără difuziune. Pentru oricare dintre cele patru cazuri analizate în fig. 4.7 curba $f = \varphi(\sigma)$ se poate imagina ca fiind formată dintr-o porțiune ce tinde asimptotic la axa concentrațiilor și o porțiune ce tinde asimptotic la axa sâgeții.

Rezultatele obținute pot fi interpretate și din punct de vedere metalografic. Astfel, la un oțel cu conținut redus în carbon, fig. 4.10, comparativ cu un oțel cu conținut mai ridicat în carbon, fig. 4.11, aspectul acicular al martensitei este slab exprimat, așa încât structura pare a fi formată din constituenți globulari, și aceasta din cauza conținutului redus în carbon.

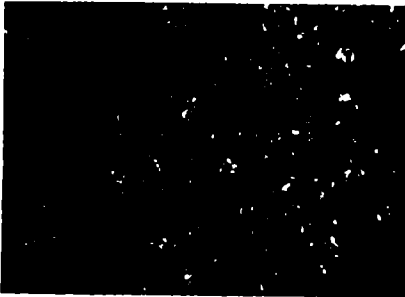


Fig. 4.10. Microstructura oțelului cu 0,29% C călit în apă, $D=12$ mm, $t_{c\tilde{a}l} = A_{c3}/1$ min/sol. 10...15, NaCl, atac Nital 3%, (270:1).

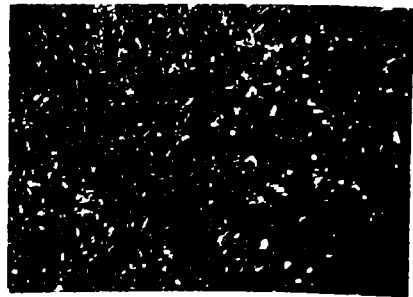
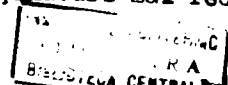


Fig. 4.11. Microstructura oțelului cu 0,60% C călit în apă, $D=12$ mm, $t_{c\tilde{a}l} = A_{c3}/1$ min/sol. 10...15, NaCl, atac Nital, (270:1).

Din cele expuse rezultă imediat că nu în toate cazurile martensita este categoric fragilă. La oțelul cu conținut ridicat în carbon martensita este fragilă, în timp ce la conținuturi mai reduse

//.



în carbon, deși oțelul este călit la martenită, se observă că materialul are o plasticitate evidentă. S-ar putea vorbi în acest caz de o compoziție critică pînă la care martenita este plastică. Din analiza rezultatelor obținute în legătură cu această problemă, pentru seria critică corespunde oțelului cu 0,40 % C.

Cu această ocazie se poate face o precizare privind temperatura sub care are loc suspendarea totală a proceselor de difuzie a fierului și a carbonului [63]. În literatură se afirmă că această temperatură este de cca 200°C. Analiza acestei afirmații și luarea în considerare a altor date din literatură arată că numai la oțelurile carbon cu cel puțin 1% C, ca rezultat al călirii, se obține, la temperatura mediului ambiant, martenită tetragonală. Dacă se au în vedere corelațiile $\sqrt{t} = f(\%C)$, $\sqrt{r} = f(\%C)$, $f = \varphi(\%C)$, precum și $MRC = f(\%C)$ se observă că, în condițiile de lucru din cadrul acestei teze, temperatura sub care încetează difuziunea carbonului este mai mare de 200°C și anume de aproximativ 300°C.

Considerăm că prin acest rezultat, în lucrare se face o precizare privind limita temperaturii sub care încetează practic difuziunea carbonului.

Cele constatate sînt în concordanță cu rezultatele obținute de Veier și Engel [V3].

Trebuie precizat că cele afirmate mai sus sînt valabile în cazul materialelor cu grosimi apropiate de D_{cr} ; cazul în care $D_{real} > D_{cr}$ se exclude din discuție, iar în privința unor dimensiuni mai mici, în această lucrare s-a constatat că temperatura sub care încetează practic difuziunea carbonului este și mai ridicată, aceasta putînd ajunge chiar la 350°C. Explicația este: prin reducerea grosimii crește viteza medie de răcire și, prin aceasta, se frînează dezvoltarea proceselor de difuziune care, în condiții quasistatice de răcire, are loc o temperatură mai coborîtă.

Comparând rezultatele obținute la călirea TTMag și la cea clasică se observă că, în primul caz, săgeata este mai mare decât în al doilea caz la un conținut dat de carbon. Cum o valoare mai mică a săgeții la rupere indică o stare de tensiuni mai accentuată, rezultă, și prin aceasta se explică, de ce la TTMag săgeata la rupere este mai mare decât în alte cazuri: la TTMag acțiunea câmpului magnetic este de apă natură, încît are loc intensificarea proceselor de difuziune și, prin aceasta, apropierea materialului de starea de echilibru termodinamic. Altfel spus, călirea TTMag (fig.4.7 curba 1) echivalează cu o călire clasică + detensionare (fig.4.7 curba 4).

Deoarece una dintre caracteristicile mecanice, luată în considerare de mulți cercetători la stabilirea eficacității tratamentului de călire, este duritatea, în cele ce urmează se prezintă rezultatele cercetărilor privind influența compoziției și tratamentului asupra durității.

În cadrul acestei cercetări s-au luat în considerare stările structurale obținute prin aplicarea următoarelor tratamente termice:

- călire la martensită în câmp magnetic ($t_{c\grave{a}l} = A_{c3}/1$ min/sol.10...15 % NaCl);
- călire la martensită în câmp magnetic urmată de detensionare ($t_{c\grave{a}l} = A_{c3}/1$ min/sol.10% NaCl + det.100°C/5 ore);
- călire clasică la martensită ($A_{c3} + 30^{\circ} \dots 50^{\circ}C/1$ min/apă 20°C);
- călire clasică la martensită urmată de detensionare ($A_{c3} + 30^{\circ} \dots 50^{\circ}C/1$ min/apă 20°C + det.100°C/5 ore).

În cazul acestor patru tipuri de tratament, influența compoziției asupra durității este reprezentată în fig.4.12 curbele 1,2,3 și 4. Se observă următoarele :

- în toate cazurile duritatea crește odată cu conținutul în carbon ;

- la călirea clasică, atât în stare detensionată, cât și nedetensionată, duritatea este puțin superioară durității aceluiași materiale, călrite TTMag, în stare detensionată și nedetensionată;
- în toate cazurile înprăptierea rezultatelor este mult mai mică comparativ cu datele din literatură;
- în cele patru variante de tratament termic duritatea este mult superioară durității indicate de literatură.

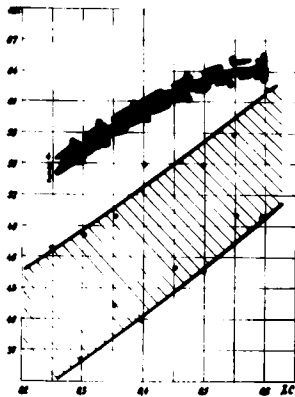


Fig.4.12 - Influența compoziției și tratamentului termic asupra durității.

curba 1 - călire TTMag la martenită ($t_{c\text{al}} = A_{c3}/1$ min/sol.10...15% NaCl + detensionare 100°C/5 ore) ;

curba 2 - călire TTMag la martenită ($t_{c\text{al}} = A_{c3}/1$ min/sol.10...15% NaCl) ;

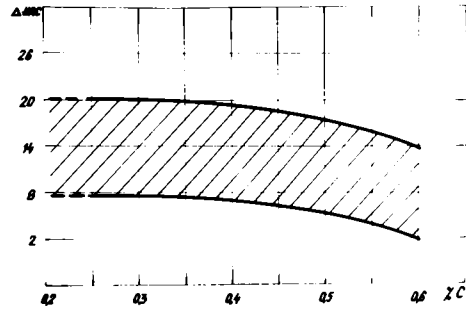
curba 3 - călire clasică la martenită ($A_{c3} + 30...50^\circ\text{C}/1$ min/apă 20°C + detensionare 100°C/5 ore) ;

curba 4 - călire clasică la martenită ($A_{c3} + 30...50^\circ\text{C}/1$ min/apă 20°C)

[112].

Diferența mare dintre duritățile indicate de literatură și cele stabilite în cadrul acestor cercetări se explică prin faptul că materialele utilizate au avut un diametru (sau diametru echivalent) inferior diametrului critic. Pentru a evalua efectul TTMag s-a luat ca bază de comparație duritatea HRC a oțelurilor din seria OLC, indicată în literatura de specialitate. După cum se observă din fig.4.13 pentru gama oțelurilor carbon de îmbunătățire, prin aplicarea TTMag, duritatea crește apreciabil, creșterea relativă a acesteia fiind cuprinsă în limitele 28...55%, cu precizarea că valorile mai mici sînt pentru oțelurile cu conținut mai mare în carbon.

Fig.4.13 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii durității stabilite prin diferența dintre HRC călire TTMag + detensionare (curba 1 fig.4.10) și intervalul durităților după datele din literatură.



Pentru explicarea acestor rezultate trebuie avut în vedere faptul că, în cadrul cercetărilor care constituie obiectul acestei teze de doctorat, călirea s-a făcut strict la martensită, în timp ce cu privire la datele din literatură nu se fac precizări privind condițiile tratamentului termic și, mai ales, privind factorul dimensional, motiv pentru care, în urma călirii, s-ar fi putu obține și structuri nemartensitice.

Pentru a verifica cele afirmate mai sus s-a procedat la călirea clasică a unor epruvete cu dimensiuni subcritice, iar rezultatele obținute sînt reprezentate în fig.4.12 (curbele 3 și 4) și fig.4.14.

Din fig.4.14 se observă că efectul tratamentului termic, în astfel de condiții, este în toate cazurile pozitiv, cînd baza de comparație e constituie datele din literatura de specialitate. O concluzie de mare importanță practică, ce rezultă din analiza critică comparativă a diferitelor rezultate, este că, în cazul TTMag, deși temperatura de călire este mai mică decît temperatura călirii clasice, iar timpul de menținere este de numai un minut, rezultatele călirii sînt sensibil egale cu cele ale călirii clasice și oricum superioare celor din literatura de specialitate.

Este interesant de remarcat faptul că, în timp ce la călirea clasică detensionarea - conform așteptărilor - duce la scăderea durității, la călirea TTMag se observă fenomenul invers - creșterea

durității în urma detensionării, fenomen constat și studiat la oțelurile hipereutectoidice, călitate la martensită.

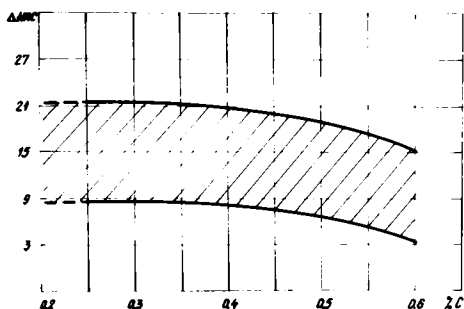


Fig.4.14 - Efectul compoziției și călirii clasice la martensită stabilit prin diferența dintre HRC călire clasică (curba 4 fig.4.12) și intervalul durităților după datele din literatură.

Din punct de vedere tehnologic rezultatele obținute au o valoare deosebită deoarece acestea arată că, cel mai bun complex de proprietăți mecanice se poate obține reducând temperatura de călire precum și durata menținerii până la valoarea limită teoretică. De aici rezultă imediat și un mare avantaj economic constând în reducerea consumului specific de energie la tratamentul termic, mărirea productivității instalației de tratament termic și a randamentului energetic al acesteia, atenuarea deformării și strimbării, mărirea gradului de utilizare a instalației ș.a.m.d.

Analiza rezultatelor cuprinse în diagrama din fig.10 mai arată printre altele că, în cazul TTMag, reducerea temperaturii și duratei de menținere nu influențează negativ asupra călibilității și nici asupra gradului de călire. Asupra acestui lucru se va reveni în cap.6, unde se cercetează influența TTMag asupra călibilității oțelurilor carbon de îmbunătățire. În comparație cu alte date din literatură, rezultatele obținute arată că, prin aplicarea călirii TTMag, duritatea efectivă a oțelului se apropie de duritatea limită a martensitei [33].

Deoarece reziliența face parte din grupa proprietăților mecanice structural sensibile, care răspunde cel mai energic la va-

riațiile caracteristicilor structurii și substructurii, s-a considerat necesară și analizarea influenței TMMag asupra acestei caracteristici.

Se observă că în cazul cülirii TMMag, reziliența se reduce treptat odată cu creșterea conținutului în carbon.

Pentru a aprecia valoarea practică a acestor rezultate, în fig.4.15 se reprezintă și influența compoziției și detensionării asupra rezilienței oțelurilor carbon cülite clasic la martensită și detensionate. Din analiza curbelor 1 și 2 fig.4.15 se observă o sensibilă apropiere a rezultatelor.

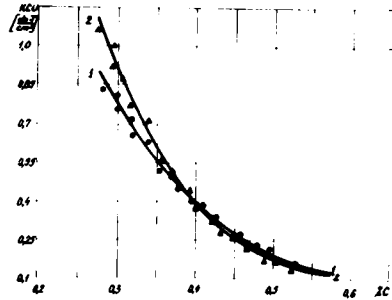


Fig.4.15 - Influența compoziției și tratamentului termic asupra rezilienței.

curba 1 - cülire TMMag la martensită ($t_{cül} = A_{C3}/1$ min/sol.10...15% NaCl) ;

curba 2 - cülire clasică la martensită ($A_{C3} + 30...50^{\circ}C/1$ min/ap $20^{\circ}C$) + detensionare ($100^{\circ}C/5$ ore).

De aici rezultă imediat că, din punctul de vedere al proprietății analizate, TMMag echivalează cu un tratament termic dublu de cülire clasică la martensită urmată de detensionare.

Acest rezultat concordă și cu cele constatate în legătură cu influența compoziției și tratamentului termic asupra săgeții la rupere (curbele 1 și 4 fig.4.7).

În cazul materialelor fragile, numai rezistența de rupere la tracțiune nu pune suficient de bine în evidență influența trata-

mentului și structurii asupra acestui important indice de rezistență. De aceea s-a considerat necesară dirijarea cercetărilor și pe o altă direcție, prin luarea în considerare și a unui alt indice de rezistență și anume rezistența de rupere la încovoiere.

În cazul rezistenței de rupere la tracțiune, rezistența aparentă este mai mică decât rezistența reală datorită imperfecțiunilor de nedepășit ale mașinii de încercare la tracțiune (solicitarea la tracțiune nu este pur axială).

La încercarea la tracțiune a unui material călit, deoarece deformația elastică nu poate trece în deformație plastică, materialul răspunde prematur, motiv pentru care rezistența aparentă este mult sub așteptări.

Rezultatele încercărilor la încovoiere pură sînt reprezentate în fig.4.16. În această diagramă se prezintă influența compoziției și diferitelor tratamente asupra rezistenței de rupere la încovoiere.

Pentru oricare dintre cele patru cazuri analizate se observă că rezistența de rupere la încovoiere scade, pe măsura creșterii conținutului în carbon, cu precizarea că viteza de creștere a acestui indice de rezistență este mai mică la TTMag decât în cazul călirii clasice. O privire de ansamblu arată că în cazul TTMag caracteristica σ_{\perp} este mai mare în domeniul de concentrații mai mare decât aproximativ 0,3 % C. De aici rezultă o primă concluzie privind domeniul de aplicare al TTMag; câmpul magnetic influențează pozitiv caracteristica σ_{\perp} numai în cazul în care, datorită hysterezisului magnetic, are loc coincidența punctelor A_2 și A_{03} . Efectul TTMag asupra rezistenței de rupere la încovoiere este arătat în fig.4.17 și 4.18. Se observă că, pentru cazurile analizate, efectul TTMag este pozitiv pentru domeniul hipoeutectoid începînd de la cel puțin

0,3 % C, pentru motivele arătate anterior.

În ceea ce privește influența detensionării asupra creșterii rezistenței de rupere la încovoiere se observă că aceasta este pozitivă pentru orice conținut în carbon, în domeniul hipoeutectoid.

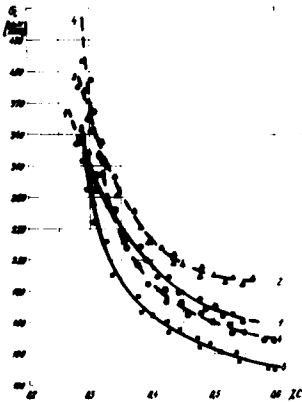


Fig.4.16 - Influența compoziției și tratamentului termic asupra rezistenței de rupere la încovoiere.

curba 1 - călire TTMag la martensită ($t_{c\grave{a}l} = A_{c3}/1 \text{ min/sol. } 10...15\% \text{ NaCl}$) ;
 curba 2 - idem+detensionare ($100^{\circ}\text{C}/5 \text{ ore}$) ;
 curba 3 - călire clasică la martensită ($A_{c3}+30...50^{\circ}\text{C}/1 \text{ min/apă } 20^{\circ}\text{C}$) ;
 curba 4 - idem +detensionare ($100^{\circ}\text{C}/5 \text{ ore}$).

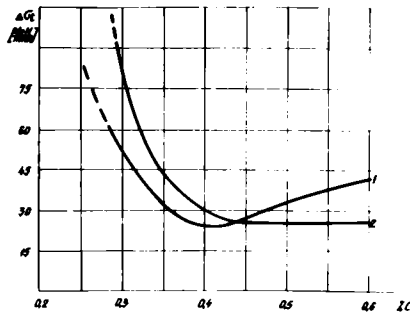
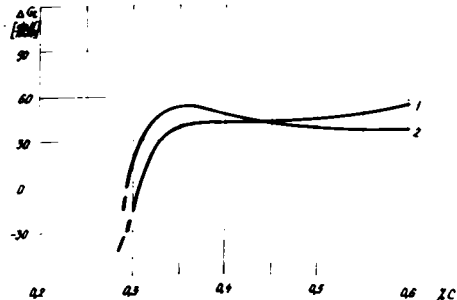


Fig.4.17 - Efectul compoziției și detensionării asupra creșterii rezistenței de rupere la încovoiere. curba 1 - efectul detensionării stabilit prin diferența σ_f călire TTMag+detensionare (curba 2 fig.4.16) și σ_f călire TTMag (curba 1 fig.4.16), curba 2 - efectul detensionării stabilit prin diferența dintre σ_f călire clasică+detensionare (curba 4 fig.4.16) și σ_f călire clasică (curba 3 fig.4.16).

Fig.4.18 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii rezistenței de rupere la încovoiere.

curba 1 - efectul compoziției și TTMag stabilit prin diferența dintre σ_f călire TTMag+detensionare (curba 2 fig.4.16)



și σ_f călire clasică + detensionare (curba 4 fig.4.16).
curba 2 - efectul compoziției și TTMag stabilit prin diferența
dintre σ_f călire TTMag (curba 1 fig.4.16) și σ_f călire
clasică (curba 3 fig.4.16).

Concluzii călire.

- Se precizează domeniul de compoziții în care se poate
aplica TTMag, acesta cuprinzând oțelurile hipoeutectoide cu cel
puțin 0,3 % C.

- S-a demonstrat că, în condiții total reproductibile, tem-
peratura de călire în câmp magnetic poate fi adusă practic la ni-
velul punctului A_{C3} (A_2).

- Sub influența câmpului magnetic, coincidența punctelor A_2
și A_3 se poate face și la stînga punctului "O" din diagrama de
echilibru metastabil Fe-Fe₃C.

- Datorită celor spuse mai sus, temperatura de călire în
câmp magnetic este cea corespunzătoare liniei 1 - 2-3 din diagra-
ma Fe-Fe₃C.

- S-a precizat că temperatura sub care încetează difuziunea
carbonului este cca 300°C.

- Efectul TTMag în cazul unor proprietăți mecanice - KCU,
f, σ_f - este echivalent cu un tratament termic dublu de călire la
martensită și detensionare.

- Un alt aspect al problemei, deosebit de important, este
cel în legătură cu capacitatea de deformare plastică a oțelului că-
lit la martensită. Dacă sâgeata la rupere este luată ca indice al
capacității de deformare a materialului călit la martensită, se
constată că, în cazurile în care oțelurile conțin cel puțin 0,4 % C,
acestea se comportă fragil. Oțelurile hipoeutectoide cu mai puțin
de 0,4 % C sînt cu atît mai tenace în starea călită la martensită,
cu cît conținutul în carbon este mai redus.

4.9. Influența cîmpului magnetic asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire

recoapte.

Pentru stabilirea efectului TMMag s-au luat în considerare următoarele caracteristici mecanice: rezistența la deformări plastice mari ($\bar{\sigma}_R$), rezistența la deformări plastice mici ($\bar{\sigma}_C$), rezistența la sarcini dinamice (KCU), alungirea la rupere (δ_5) și gătuirea la rupere (Z).

Influența compoziției la TMMag asupra rezistenței la rupere este arătată în fig.4.19.

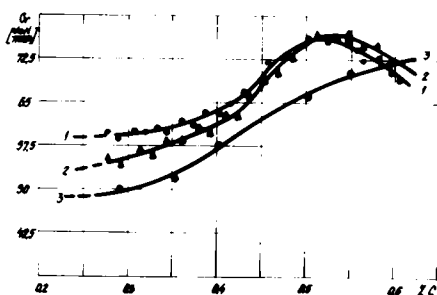


Fig.4.19 - Influența compoziției și recoacerii asupra rezistenței de rupere la tracțiune.

- curba 1 - recoacere la cîmp magnetic ;
- curba 2 - recoacere clasică ;
- curba 3 - rezistența de rupere la tracțiune a OLC 25...OLC 60 normalizate, după datele din literatură [112] .

Se observă mai întâi că nu este o creștere monotonă a rezistenței de rupere la tracțiune și că dependența $\bar{\sigma}_R = f(\% C)$ se exprimă printr-o curbă cu maxim, maximul avînd loc la aprox. 0,52 % C.

Pentru a pune în evidență contribuția TMMag în privința acestui indice de rezistență, în fig.4.19 se mai reprezintă și influența compoziției asupra rezistenței de rupere la tracțiune a materialelor recoapte clasic (curba 2).

În ansamblu se observă o analogie între recoacerea TMMag și recoacerea clasică, dependența dintre compoziție și rezistență fiind reprezentată grafic prin curbe cu aceeași alură și cu caracte-

//.

teristicile arătate mai sus.

Din analiza acestui caz se desprinde o primă concluzie și anume : în aceleași condiții de compoziție influența TTMag, în privința rezistenței de rupere la tracțiune, este neesențială.

Decarece în literatura de specialitate nu sînt date privind rezistența de rupere la tracțiune a OIG recoapte, eficacitatea TTMag s-a apreciat luînd ca bază de comparație datele din literatura de specialitate referitoare la rezistența de rupere la tracțiune a OIG normalizate (fig.4.20).

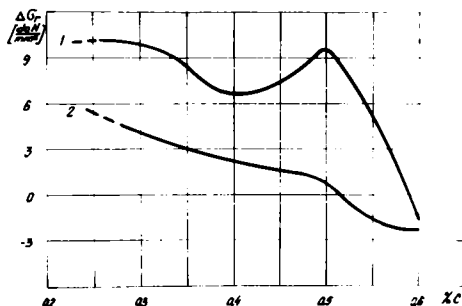


Fig.4.20 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii rezistenței de rupere la tracțiune.

curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre σ_x recoacere TTMag (curba 1 fig.4.19 și σ_x după datele din literatură (curba 3 fig.4.19);

curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre σ_x recoacere TTMag (curba 1 fig.4.19 și σ_x recoacere clasică (curba 2 - fig.4.19).

În aceste condiții, efectul TTMag este pozitiv pentru cea mai mare parte a domeniului hipocitectoid analizat.

Trebuie reliefată importanța teoretică și practică a acestui rezultat care arată că acest indice de rezistență analizat, contrar așteptărilor, este mai mare comparativ cu același indice al materialului normalizat.

Referitor la acest lucru, trebuie menționat că nu este vorba de o neconcordanță cu datele din literatură, ci de faptul că,

//.

in urma tratamentului in camp magnetic, in conditiile de lucru expuse mai sus, acest indice de rezistentă crește apreciabil, creșterea fiind de 0...20 %.

Sint interesante in acest sens și rezultatele obținute in privința influenței TTMag asupra rezistenței la deformări plastice mici (σ_c), fig.4.21 și 4.22.

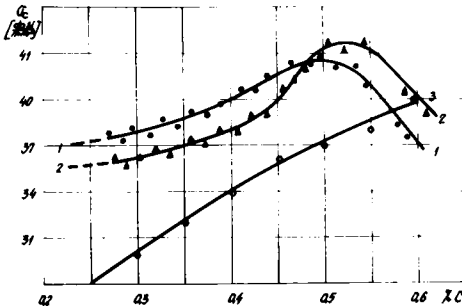


Fig.4.21 - Influența compoziției și recoacerii asupra limitei de curgere.

- curba 1 - recoacere în câmp magnetic ;
- curba 2 - recoacere clasică ;
- curba 3 - limita de curgere a OLC 25...OLC 60 normalizate, după datele din literatură [12].

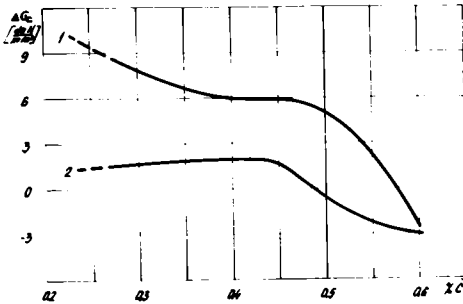


Fig.4.22 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii limitei de curgere.

- curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre σ_c recoacere TTMag (curba 1 fig.4.21 și σ_c după datele din literatură (curba 3 fig.4.21).
- curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre σ_c recoacere TTMag (curba 1 fig.4.21 și σ_c recoacere clasică (curba 2 fig.4.21).

././.

Se observă, în general, aceeași influență asupra limitei de curgere a tratamentului și compoziției ca și în cazul precedent. Efectul TTMag în acest caz este mai mare, în raport cu limita de curgere chiar a materialului normalizat. Astfel, creșterea relativă a limitei de curgere este cuprinsă între 11...27 % pentru domeniul hipoeutectoid (0,25...0,53% C) analizat.

Comparativ cu cazul rezistenței la deformări plastice mari, influența TTMag este pozitivă, în raport cu recoacerea clasică, numai pînă la 0,48 % C, în timp ce la oțelurile hipoeutectoide cu mai mult de 0,48 % C limita de curgere a materialului recopt clasic depășește valoarea aceluiași indice al materialului recopt TTMag.

În afară de cele arătate mai sus se mai constată influența pozitivă a TTMag asupra raportului σ_c / σ_T , aceasta variind în limitele 0,55...0,64 pentru recoacerea TTMag și 0,54...0,60 pentru normalizarea clasică. Cu alte cuvinte limitele variației raportului σ_c / σ_T sînt lărgite și deplasate spre valori mai mari prin aplicarea TTMag.

Cu privire la influența compoziției și tratamentului asupra alungirii la rupere, din fig.4.23 și 4.24 se observă respectarea concordanței între modul de variație al indicilor de reziliență și plasticitate: la recoacerea TTMag alungirea la rupere este mai mică decît în cazul recoacerii clasice, aceasta fiind totuși sensibil apropiată de datele din literatură pentru OLC normalizat.

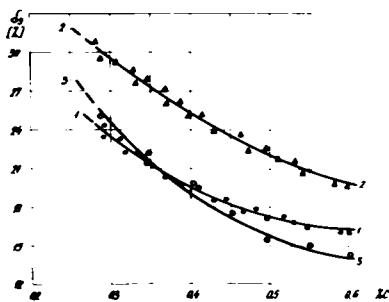


Fig.4.23 - Influența compoziției și recoacerii asupra alungirii la rupere.

././.

curba 1 - recoacere în câmp magnetic ;
curba 2 - recoacere clasică ;
curba 3 - alungirea la rupere a OLC 25...OLC 60, după datele
din literatură [112] .

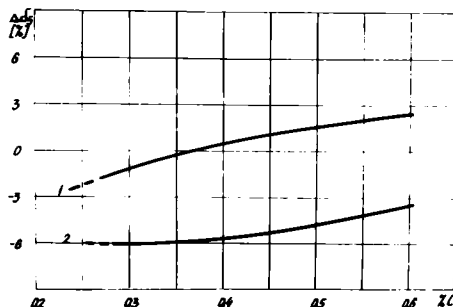


Fig.4.24 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii alungirii la rupere.

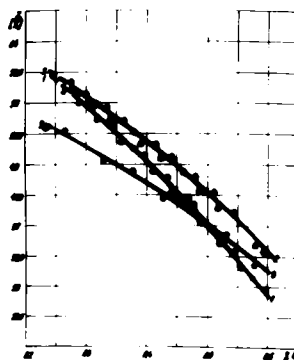
curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre δ_5 recoacere TTMag (curba 1 fig.4.23) și δ_5 după datele din literatură (curba 3 fig.4.23) ;
curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre δ_5 recoacere TTMag (curba 1 fig.4.23) și δ_5 recoacere clasică (curba 2 fig.4.23).

De aici se desprinde o altă concluzie și anume: recoacerea TTMag, în privința acestui indice de plasticitate, este echivalent cu normalizarea clasică.

În ceea ce privește influența compoziției și TTMag asupra gîtuirii la rupere se observă că rezultatele obținute sînt apropiate atît de rezultatele recoacerii clasice, cît și de datele din literatură (fig.4.25 și 4.26).

Fig.4.25 - Influența compoziției și recoacerii asupra gîtuirii la rupere.

curba 1 - recoacere în câmp magnetic;
curba 2 - recoacere clasică ;
curba 3 - gîtuirea la rupere a OLC 25
...OLC 60 recoapte, după
datele din literatură [112] .



././.

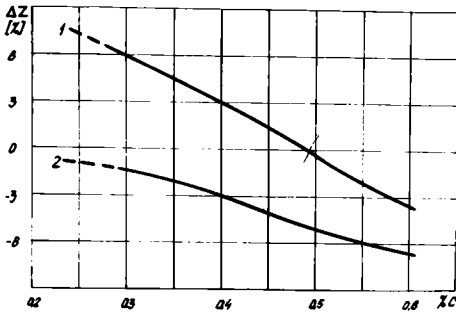


Fig.4.26 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii gîturii la rupere.

- curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre Z recoacere TTMag (curba 1 fig.4.25) și datele din literatură (curba 3 fig.4.25).
- curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre Z recoacere TTMag (curba 1 fig.4.25) și Z recoacere clasică (curba 2 fig.4.25).

Un alt aspect al problemei, analizat în cazul acestui tratament, este cel legat de influența compoziției și TTMag asupra rezilienței. Din fig.4.27 și 4.28 se observă influența pozitivă a TTMag în raport cu rezultatele recoacerii clasice, reziliența fiind mai mare în primul caz pentru întreg domeniul hipoeutectoid analizat.

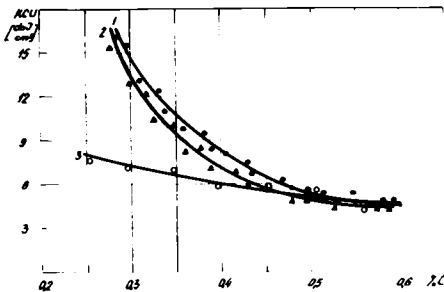


Fig.4.27 - Influența compoziției și recoacerii asupra rezilienței.

- curba 1 - recoacere în câmp magnetic ;
- curba 2 - recoacere clasică ;
- curba 3 - reziliența OLC 25...OLC 60 îmbunătățite, după datele din literatură [412].

///.

Pentru formarea unei imagini mai complete, privind influența compoziției și tratamentului termic asupra rezilienței, în diagrama din fig.4.27 se reprezintă și datele din literatura de specialitate pentru oțelurile carbon îmbunătățite.

În timp ce la oțelurile îmbunătățite reziliența variază proporțional cu compoziția, la recoacerea TTMag și la cea clasică variația amintește de hiperbola echilaterală.

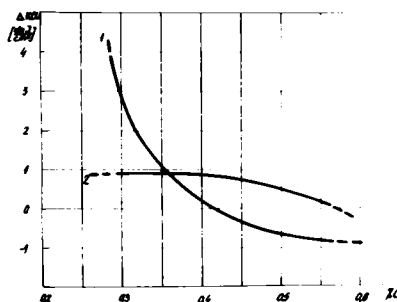


Fig.4.28 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii rezilienței.

- curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre KCU recoacere TTMag (curba 1 fig.4.27) și KCU îmbunătățire, după datele din literatură (curba 3 fig.4.27) ;
- curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre KCU recoacere TTMag (curba 1 fig.4.27) și KCU recoacere clasică (curba 2 fig.4.27).

Mai trebuie analizat și un alt aspect pozitiv al recoacerii TTMag în sensul că reziliența este superioară în raport cu reziliența OLC îmbunătățite (la concentrații în carbon $< 0,42\% C$) sau sensibil egală cu aceasta (pentru concentrații $> 0,42\% C$).

La duritatea materialelor recoapte, spre deosebire de alte proprietăți mecanice, se pune mai bine în evidență efectul TTMag și aceasta mai ales în legătură cu datele din literatura de specialitate. După cum se observă din fig.4.29, datele din literatură privind influența compoziției asupra durității sînt plasate sub forma unei

fișii, care prezintă următoarele caracteristici :

- duritățile sînt cu atît mai înpruștiate cu cît conținutul de carbon este mai mare ;

- după limita superioară a domeniului de variație a durității, între aceasta și compoziție există o variație liniară;

- limita inferioară a durității variază liniar pînă la 0,5 % C, după care devine independentă de compoziție, fapt cunoscut și explicat în literatura de specialitate.

Pe lîngă cele arătate seamalăm faptul că literatura de specialitate nu diferențiază duritatea OLC recoapte de duritatea acelorasi materiale normalizate.

În legătură cu cele de mai sus, din examinarea tuturor datelor din diagrama fig.4.29 rezultă că, sub influența cîmpului magnetic, duritatea materialului este deplasat spre limita superioară a intervalului de durități indicat în literatura de specialitate.

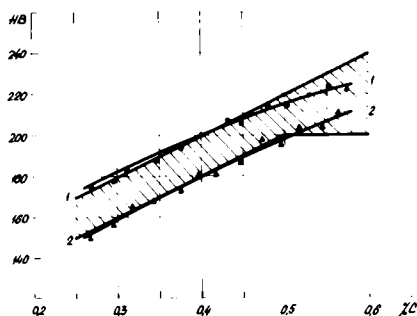


Fig.4.29 - Influența compoziției și recoacerii asupra durității.

curba 1 - recoacere în cîmp magnetic ;

curba 2 - recoacere clasică ;

domeniul haurat - intervalul durităților OLC 25...OLC 60 după datele din literatură [112].

Față de același material, recoapt clasic, prin aplicarea TTMag creșterea relativă a durității este cuprinsă în intervalul 8...16 %, creșterea mai mică fiind pentru materialele cu un conținut mai mare în carbon.

//.

Rezultatele obținute prezintă și o importanță teoretică deosebită prin faptul că, sub influența cumulată a compoziției și câmpului magnetic, duritatea crește și la conținuturi în carbon mai mari de 0,5 % C. Prin aceasta se confirmă încă odată influența pozitivă a câmpului magnetic asupra proceselor de difuziune, așa încât în cazul de față compoziția austenitei se apropie de compoziția oțelului.

Pentru ca rezultatele obținute să fie cât mai concludente trebuie arătat că, pentru fiecare caracteristică mecanică, la reprezentarea grafică a dependenței compoziției - tratament - duritate s-au utilizat datele a 280 experimente statistice.

Concluzii la recoacere.

- Deși TT_{Mag} în cazul recoacerii nu îmbunătățește sensibil indicele de rezistență și de plasticitate, luați izolat, el îmbunătățește totuși complexul de proprietăți mecanice, chiar în raport cu datele din literatură referitoare la OIC normalizate clasic. Această afirmație are o explicație legată de un regim riguros controlat la răcire când viteza medie de răcire, pentru intervalul de temperaturi $A_{c3} - A_{r1}$, este de cel mult 200°C/oră .

În această situație, așa cum au afirmat și alți cercetători, unele proprietăți caracteristice stării inițiale se transmit prin ereditate oțelului recoapt.

- Cu ocazia stabilirii regimului de tratament termic s-a impus necesitatea precizării noțiunii de viteză de răcire la recoacere. Deoarece această noțiune este vag exprimată în literatura de specialitate s-a precizat intervalul de temperaturi, avându-se în vedere numai transformările de fază caracteristice recoacerii. Prin aceasta tratamentul termic poate fi dirijat precis în cea mai importantă etapă a sa - transformările la răcire.

- Nemijlocit rezultă de aici reducerea la limită a duratei tratamentului termic, mărirea durabilității cuptorului și a productivității acestuia, ș.a.m.d.

- Din punctul de vedere al teoriei tratamentelor termice, în astfel de condiții de răcire, recoacerea prin răcire continuă se apropie de recoacerea izotermă, prezentînd deci caracteristicile și avantajele acestuia din urmă.

4.4. Influența cîmpului magnetic asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon de înălțare normalizate.

Influența compoziției și tratamentului asupra rezistenței de rupere la tracțiune a materialului normalizat, în diferite condiții, este reprezentată în fig.4.30 și 4.31.

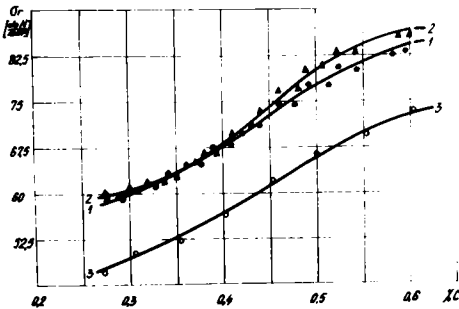


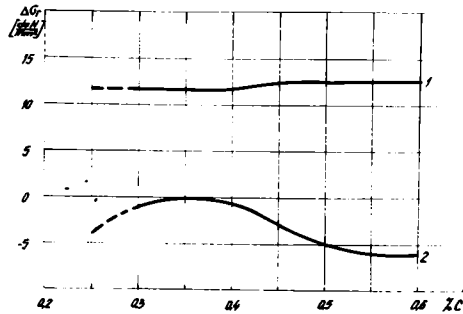
Fig.4.30 - Influența compoziției și normalizării asupra rezistenței de rupere la tracțiune.

- curba 1 - normalizare în cîmp magnetic ;
- curba 2 - normalizare clasică ;
- curba 3 - rezistența de rupere la tracțiune a OLC 25...OLC 60 normalizate, după datele din literatură [112].

Spre deosebire de cazul recoacerii, rezistența de rupere la tracțiune crește odată cu conținutul în carbon, dependența dintre aceste mărimi fiind aproape linară pe tot intervalul de concentrații analizat.

././.

Fig.4.31 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii rezistenței de rupere la tracțiune.



- curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre σ_r normalizare TTMag (curba 1 fig.4.30) și σ_r după datele din literatură (curba 3 fig.4.30) ;
- curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre σ_r normalizare TTMag (curba 1 fig.4.30) și σ_r normalizare clasică (curba 2 fig.4.30).

Normalizarea TTMag, deși se face de la temperatura punctului A_{c3} , duce la rezultat sensibil egal cu cel obținut prin normalizare clasică (de la $t_{norm} = A_{c3} + 30 \dots 50^\circ C$).

Rezultă de aici o primă concluzie - influența redusă a temperaturii asupra acestui indice de rezistență, în condițiile tratamentului în câmp magnetic.

Comparativ cu datele din literatură, fig.4.30 curba 3, normalizarea în câmp magnetic, fig.4.30 curba 1, duce la creșterea rezistenței de rupere la tracțiune cu 16...23 %.

O corelație de aceeași natură se întâlnește și în cazul influenței compoziției și tratamentului termic asupra rezistenței la deformări plastice mici, fig.4.32 și 4.33.

Analiza datelor obținute și prezentate în aceste diagrame arată că, atât la normalizarea în câmp magnetic, cât și la cea clasică, acest indice de rezistență, ca și precedentul, are valori apropiate în ambele cazuri.

Efectul TTMag, curba 1 fig.4.32, raportat la datele din literatură, curba 3 fig.4.32, arată o creștere a limitei de curgere de 25...38 %.

//.

Ca și în cazul tratamentului de recoacere și la normalizarea în câmp magnetic se constată influența pozitivă a tratamentului asupra raportului \sqrt{C} / \sqrt{X} , acesta avînd valori cuprinse în intervalul 0,59...0,67.

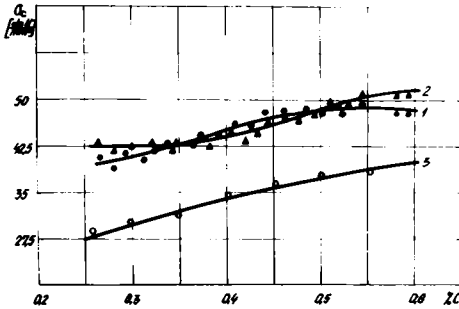


Fig.4.32 - Influența compoziției și normalizării asupra limitei de curgere.

- curba 1 - normalizare în câmp magnetic ;
- curba 2 - normalizare clasică ;
- curba 3 - limita de curgere a OLC 25...OLC 60 normalizate după datele din literatură [12] .

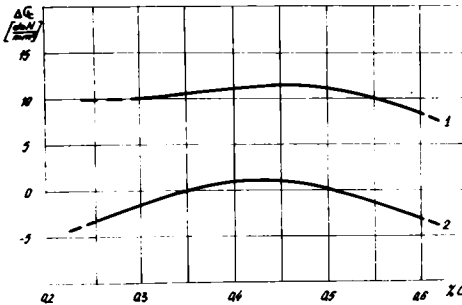
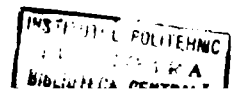


Fig.4.33 - Efectul compoziției și TMag asupra creșterii limitei de curgere.

- curba 1 - efectul TMag stabilit prin diferența dintre \sqrt{C} normalizare TMag (curba 1 fig.4.32) și \sqrt{C} după datele din literatură (curba 3 fig.4.32) ;
- curba 2 - efectul TMag stabilit prin diferența dintre \sqrt{C} normalizare TMag (curba 1 fig.4.32) și \sqrt{C} normalizare clasică (curba 2 fig.4.32).

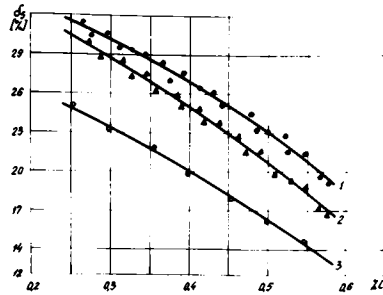
În privința influenței compoziției și tratamentului termic asupra alungirii la rupere, din diagramele fig.4.34 și 4.35 se observă o diferențiere clară a rezultatelor în condițiile ce rezultă din examinarea diagramele indicate. Din diagrame rezultă influența pozitivă a câmpului magnetic asupra acestui important indice de

..//.



plasticitate, în sensul că, alungirea la rupere crește nu numai în raport cu datele din literatură, ci și în raport cu normalizarea clasică.

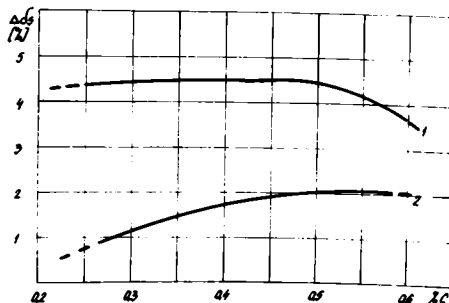
Fig.4.34 - Influența compoziției și normalizării asupra alungirii la rupere.



- curba 1 - normalizare în câmp magnetic ;
- curba 2 - normalizare clasică ;
- curba 3 - alungirea la rupere a OLC 25...OLC 60 normalizate, după datele din literatură [112] .

Față de normalizarea clasică, curba 2 fig.4.34, la normalizarea în câmp magnetic, curba 1 fig.4.34, prin creșterea conținutului de carbon, creșterea relativă a alungirii la rupere se mărește de la 4,8 % la 13 %, în timp ce, în raport cu datele din literatură de specialitate, această creștere este și mai mare (de la 28,5 % la 47 %).

Fig.4.35 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii alungirii la rupere.



- curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre δ_5 normalizare TTMag (curba 1 fig.4.34) și δ_5 după datele din literatură (curba 3 fig.4.34) ;
- curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre δ_5 normalizare TTMag (curba 1 fig.4.34) și δ_5 normalizare clasică (curba 2 fig.4.34).

Corelația compoziție-tratament-alungire la rupere, stabilită în cazul precedent, se observă că se menține și în cazul gîturii la rupere, fig. 4.36 și 4.37. Astfel, prin aplicarea TTMag, la același conținut de carbon, gîturarea la rupere este mai mare atît față de datele din literatura de specialitate, cît și față de normalizarea clasică. Creșterea relativă a gîturii la rupere se mărește odată cu conținutul în carbon, aceasta variînd în limitele 4,5...7% față de normalizarea clasică și 24,5...35,5 % față de datele din literatura de specialitate.

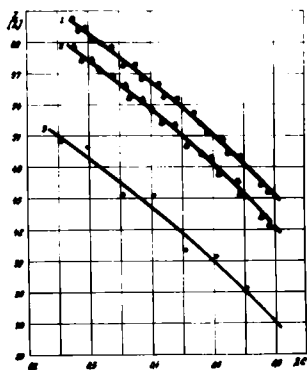


Fig. 4.36 - Influența compoziției și normalizării asupra gîturii la rupere.

- curba 1 - normalizare în câmp magnetic ;
- curba 2 - normalizare clasică ;
- curba 3 - gîturarea la rupere a OLC 25...OLC 60 normalizate, după datele din literatură [112].

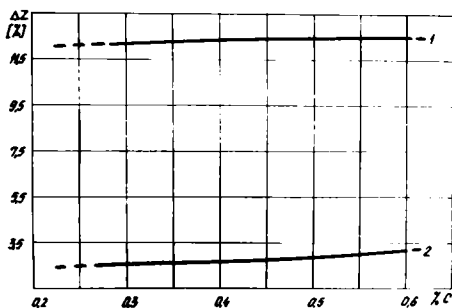


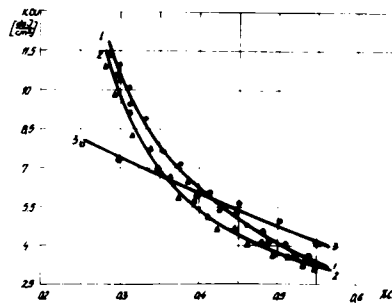
Fig. 4.37 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii gîturii la rupere.

- curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre Z normalizare TTMag (curba 1 fig. 4.36) și Z după datele din literatură (curba 3 fig. 4.37) ;
- curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre Z normalizare TTMag (curba 1 fig. 4.36) și Z normalizare clasică, (curba 2 fig. 4.36).

//.

Influența compoziției și tratamentului termic asupra rezilienței este reprezentată în fig.4.38 și 4.39. Ca și în cazul recoacerii se observă influența pozitivă a TTMag atât în raport cu normalizarea clasică, cât și în raport cu datele din literatura de specialitate. Spre deosebire de recoacere însă, efectul este mult mai pronunțat, în special pentru domeniul hipoeutectoid al concentrațiilor reduse în carbon. Se poate aprecia că, fiind remarcabilă influența câmpului magnetic și asupra acestei proprietăți mecanice, cu atât mai mult cu cât valcristori mari ale rezilienței se obțin prin aplicarea unui tratament termic simplu și nu numai a tratamentului de îmbunătățire, așa cum se afirmă în literatura de specialitate.

Fig.4.38 - Influența compoziției și normalizării asupra rezilienței.



curba 1 - normalizare în câmp magnetic ;
curba 2 - normalizare clasică ;
curba 3 - reziliența OLC 25...OLC 60 îmbunătățite, după datele din literatură [ML2] .

Se mai poate observa că, prin scăderea conținutului în carbon, în urma aplicării TTMag, reziliența nu crește linear ca în cazul îmbunătățirii clasice, curba 3 fig.4.38, ci exponențial, curba 1 fig.4.38.

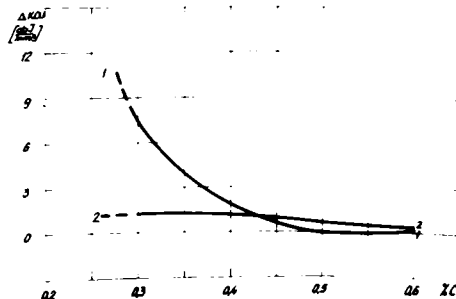


Fig.4.39 - Efectul compoziției și TTMag asupra creșterii rezilienței.

- curba 1 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre KCU normalizare TTMag (curba 1 fig.4.38) și KCU după datele din literatură (curba 3 fig.4.38);
- curba 2 - efectul TTMag stabilit prin diferența dintre KCU normalizare TTMag (curba 1 fig.4.38) și KCU normalizare clasică (curba 2 fig.4.38).

Cu privire la influența compoziției și tratamentului asupra durității OIC normalizate, din punct de vedere calitativ se respectă corelația arătată la recoacere, cantitativ influența TTMag fiind însă mai mare. Prin aplicarea TTMag de normalizare duritatea iese din limitele intervalului de duritate indicat în literatura de specialitate, fig.4.40.

Față de normalizarea clasică, creșterea relativă a durității la normalizarea TTMag este cuprinsă în intervalul 3...9 %, în timp ce, față de recoacerea TTMag, creșterea relativă este de 1,7...8%.

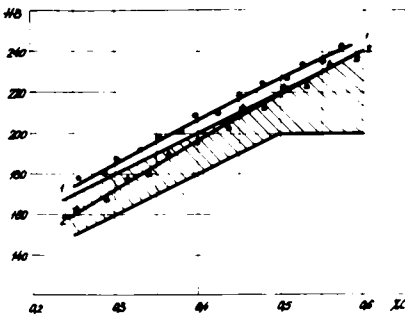


Fig.4.40 - Influența compoziției și normalizării asupra durității.

- curba 1 - normalizare în câmp magnetic ;
- curba 2 - normalizare clasică ;
- domeniul măsurat - intervalul durităților OIC 25...OIC 60, după datele din literatură [112].

La normalizarea TTMag, ca și la recoacere TTMag, se observă aceeași influență pozitivă a cîmpului magnetic asupra proceselor de difuziune, motiv pentru care duritatea crește odată cu conținutul de carbon chiar și în vecinătatea punctului eutectoid.

De asemenea, se mai observă reducerea importanță a înprăștișrii rezultatelor ca urmare a aplicării TTMag.

Concluzii la normalizare

- În timp ce la recocare influența TTMag este mai redusă, la toți indicii de rezistență și de plasticitate analizați, la normalizare influența TTMag este mult mai mare la indicii de plasticitate în raport cu indicii de rezistență.

- Cole spuse mai sus arată că, concluziile referitoare la condițiile aplicării TTMag în privința modificării proprietăților fizice se pot extinde și asupra proprietăților mecanice.

- Faptul că proprietățile mecanice în cazul tratamentelor clasice (obținute cu ocazia experimentărilor din această teză) depășesc mult valorile indicate în literatura de specialitate, arată că acestea nu pot fi preluate și utilizate fără precizarea condițiilor în care au fost obținute. Cu alte cuvinte proprietățile mecanice nu sînt constante ale unui material, ci funcții de un număr mare de factori ce trebuie luați neapărat în considerare.

- Trebuie subliniat în mod deosebit că, prin aplicarea TTMag, se îmbunătățește întregul complex al proprietăților mecanice, în sensul îmbunătățirii atât a indicilor de rezistență, cât și a celor de plasticitate. Prin aceasta, deci, normalizarea în cîmp magnetic se apropie de îmbunătățirea clasică.

- Comparînd rezultatele obținute la recocare și normalizare și luînd în considerare efectul TTMag asupra proprietăților mecanice analizate, se observă clar că reușita TTMag este condiționată atât de natura transformărilor de fază, cât și de o anumită viteză de răcire, în sensul că, prin creșterea acesteia, se mărește și eficacitatea TTMag.

- Din analiza de ansamblu a tuturor cazurilor luate în considerare la normalizare și reconecere, se observă că natura influenței TTMag la normalizare, în raport cu reconecerea, se modifică nu numai cantitativ ci și calitativ la toate proprietățile mecanice, cu excepția rezilienței, la aceasta din urmă diferența fiind numai cantitativă.

5. CERCETARI PRIVIND METALOGRAFIA MAGNETICA A MATERIALILOR POLINARI SI POLIFAZICE.

Pentru a pune în evidență caracteristicile metalografiei magnetice ca metodă de cercetare a structurii, precum și pentru a stabili domeniul de utilizare al acesteia s-au folosit, în cadrul acestei lucrări, diferite oțeluri din domeniul hipoeutectoid al sistemului Fe-Fe₃C în trei stări structurale :

- oțeluri recoapte clasice
- oțeluri călite la martensită în câmp magnetic
- oțeluri călite la martensită clasic.

Starea de recoacere a fost luată în considerare cu scopul de a pune în evidență diferența dintre proprietățile fizice ale feritei și cementitei, pe de o parte, și feritei libere și perlitiei, pe de altă parte. În același timp, în această stare structurală se mai pune în evidență influența carbonului asupra caracteristicilor imaginii formate de pulberea feromagnetică.

Pentru aceeași stare structurală, lucrarea de față își propune să stabilească în ce măsură metalografia magnetică duce la rezultatele obținute prin folosirea reactivilor clasici.

Aplicarea tratamentului de călire la martensită, în câmp magnetic și în absența acestuia, s-a făcut cu scopul de a pune în evidență diferența dintre proprietățile magnetice ale feritei libere și martensitei, precum și influența câmpului magnetic asupra structurii oțelului. În același timp, cercetările urmează a stabili diferența dintre proprietățile martensitei și produselor descompunerii prin difuzie a austenitei.

Aplicarea metalografiei magnetice, metodă relativ recentă, la studiul oțelurilor carbon de înbunătățire este justificată de

necesitatea punerii în evidență a unor aspecte privind starea structurală a materialului,cauzată de câmpul magnetic suprapus peste diferite transformări ale feromagneticeilor în general.

Inexistența materialului bibliografic,din punct de vedere al analizei microscopice,peñtu sisteme polinare și polifazice, total sau parțial feromagnetice și stadiul actual al cercetărilor privind metalografia magnetică au determinat efectuarea lucrării de față,în cele ce urmează prezentându-se rezultatele cercetărilor proprii în această direcție.

5.1. Bazele teoretice ale metalografiei magnetice.

5.1.1. Bazele fizice.

Metoda coloizilor magnetici,în forma în care se folosește pentru punerea în evidență a structurii magnetice domeniale,prezintă o serie de neajunsuri care îi limitează aplicabilitatea și îi restrîng posibilitățile.In metoda coloizilor magnetici,propusă de N.S.Akulov și F.Bitter [A4] , [B8] , neomogenitatea magnetică superficială se manifestă la fel ca și în defectoscopia magnetică cu pulberi - cu ajutorul particulelor feromagnetice,prin intermediul câmpului de scăpări - adică determinarea structurii domeniale este legată în cazul acestei metode, de punerea în evidență a distribuției câmpurilor de scăpări.Cu această metodă se obțin rezultate satisfăcătoare numai în cazul în care câmpurile de scăpări nu se suprapun,deoarece se poate considera că,la depunerea particulelor din suspensie pe suprafața epruvetei,acestea sînt atrase de către câmpurile mai puternice și deci nu ajung în zona de acțiune a câmpurilor slabe.In concluzie,imaginile obținute în urma atracției particulelor de către câmpul neomogen nu reflectă,în cazul întrepătrunderii complexe a câmpurilor,repartiția reală a sarcinilor magnetice.

Din aceste considerente se impune modificarea metodei amintite, astfel încât să poată fi pusă în evidență repartiția sarcinilor magnetice, independent de suprapunerea câmpurilor magnetice de scăpări și de ecranarea câmpurilor slabe de către cele puternice. Acest lucru s-a obținut folosind particule foarte fine și în același timp omogene, particule supuse în câmpul de scăpări unor forțe egale și opuse ca acțiunea magnetică, consecință a dimensiunilor reduse [18]:

$$\pm f_x = m_G \chi_G H \frac{dH}{dx} = \frac{1}{2} m_G \chi_G \frac{d(H^2)}{dx}$$

în care: m_G este masa pentru care particula este suficient de mică astfel încât $\frac{d(H^2)}{dx}$ să nu varieze sensibil ;

χ_G - susceptibilitatea magnetică specifică.

Asemenea particule foarte fine nu vor fi atrase de câmpul de scăpări decât în momentul în care se află în imediata apropiere a suprafeței cercetate, adică în zona cu o mare neomogenitate a câmpului.

Prin această nouă metodă structura magnetică și de fază este pusă în evidență direct pe baza sarcinilor magnetice, prin acoperirea suprafeței cu un strat continuu de pastă feromagnetică specială, care apoi este spălat cu spumă de săpun. Contactul direct al particulelor pastei feromagnetice cu suprafața epruvetei permite folosirea acțiunii de atracție a tuturor sarcinilor magnetice, independent de intensitatea lor și face posibilă punerea în evidență a neomogeneității structurale pe baza sarcinilor magnetizării spontane. În acest mod sînt realizate condițiile formării unor "imagini magnetice", care reflectă repartiția reală a componentelor structurale.

Deoarece, în cazul metodei magnetometalografice, structura metalului este pusă în evidență de către particulele feromagnetice, datorită sarcinilor magnetice de pe suprafața metalului, se impune

lămurirea celor mai importanți factori care condiționează și determină formarea acestor sarcini.

Limitele grăunților.

După cum se știe, într-un metal sau aliaj feromagnetic, chiar și în stare demagnetizată, există pe suprafața de separare, în interior și pe suprafață, la exterior, sarcini magnetice libere care apar atunci când componenta normală a magnetizației J_g , ce intersectează suprafața, este discontinuă. Densitatea sarcinilor va fi $Q = 4 \cdot \pi (J_g)$, acestea creînd câmpuri de scăpări cu dimensiuni micro- și macroscopice. Aceste câmpuri se pot datorii și sarcinilor magnetice care apar la limitele grăunților, apariția cauzată de diferiți factori: denaturarea structurii la limitele grăunților ca urmare a orientării cristalografice diferite a grăunților vecini, eterogenitatea structurii stratului limită ca urmare a difuziunii preferențiale a elementelor de aliere [N8], [A3], [V2] etc.

În afară de aceasta, perturbarea interacțiunii magnetice dintre limitele grăunților și apariția unei energii magnetostatice poate duce la formarea spontană a unor domenii antiparalele și deci la apariția unor sarcini magnetice pe limitele interdomeniale. Avînd în vedere că semnul și densitatea sarcinilor magnetice libere, la limitele grăunțului, depind de orientarea relativă a magnetizației grăunților vecini și de orientarea locală a limitei acestora, semnul și intensitatea sarcinilor libere pot fi diferite.

Incluziuni nonmetalice

O a doua cauză de apariție a sarcinilor libere o pot constitui incluziunile magnetice: carburi, azoturi, oxizi etc. Din teoria incluziunilor din feromagnetism [B3] se știe că limita interdomenială, care intersectează incluziunile, are o arie mai mică și, de aceea, posedă și o energie mai mică decît în cazul cînd nu are loc

intersectarea. Din această cauză limitele între domenii caută să se dispună astfel, încît să se intersecteze un număr maxim de incluziuni.

Avînd în vedere cele de mai sus, se poate presupune că, în cazul în care limita trece prin incluziuni sau prin mici deformări ale structurii grăuntelui, în spațiul înconjurător apar sarcini magnetice sau o structură domonială secundară, în funcție de mărimea incluziunilor. Existența acestor sarcini creează posibilitatea punerii în evidență a incluziunilor nemagnetice.

Separatii monodomeniale.

Dacă în aliaj separațiile magnetice se află într-o matrice slab magnetică sau nemagnetică, pot exista cazuri cînd dimensiunea acestor separații este atît de mică, încît, din punct de vedere energetic, ele nu pot menține limita interdomială și, ca urmare, se transformă în separații monodomeniale independente, care posedă sarcini magnetice. Într-un asemenea caz, suprafața grăuntelui este presărată cu sarcinile magnetice ale separațiilor monodomeniale, pe care aderă foarte ușor particulele din suspensia coloidală sau din pasta feromagnetică.

Separarea fazelor excedentare.

Separarea fazelor feromagnetice excedentare într-o soluție nemagnetică suprasaturată trece, inevitabil, prin etapa dimensiunii monodomeniale. Totodată, separațiile sînt mai ușor puse în evidență în cazul în care au, fie o anizotropie magnetică puternică, fie o anizotropie accentuată de formă.

Un asemenea aliaj se prezintă, din punct de vedere magnetic, ca o dispersie fină de particule monodomeniale de diferite forme, incluse într-o matrice nemagnetică sau slab magnetică.

Rezultă deci că separațiile, care apar în aliaj în timpul transformărilor de fază, pot și duc la apariția unor sarcini magnetice.

Tensiunile de fază.

Multe separații de fază, fin dispersate, incluziunile nemagnetice etc., pot duce la apariția unor sarcini magnetice, ca urmare a influenței tensiunilor de fază care schimbă direcția componentei normale a magnetizației.

5.1.2. Bazele tehnologice.

În literatura de specialitate [N8] se indică, pentru punerea în evidență a structurii domeniilor, folosirea coloizilor magnetici de mai multe tipuri; dintre cei mai utilizați în cercetări unul a fost propus de Almore, iar altul de Bozorth. Ambii coloizi au fost elaborați special pentru depunerea de sus a particulelor pe suprafața examinată. În cazul folosirii coloidului Almore, durata observării este limitată datorită agresivității chimice a coloidului, în care există ioni de clor. De aceea, acest coloid, cu toate că dă o imagine magnetică mă intensă, nu poate reflecta structura fină a metalului.

Se mai folosește și un al treilea tip de coloid, coloidul lui N.S. Akulov [A4] de tipul suspensiei Perrin, care se prezintă sub forma unei suspensii fine de particule în alcool, preparată prin levigare. Dar și la această metodă se manifestă o serie de factori dăunători, care îi micșorează eficacitatea, cum ar fi mișcarea browniană.

Ținând seama de aceste dezavantaje, pentru punerea în evidență a microstructurii direct, pe baza sarcinilor de magnetizare, spontană, s-a elaborat metoda particulelor de magnetit - coloidul Bozorth -, cu care se acoperă suprafața de examinat, după care se face spălarea cu spumă de săpun a acestuia în vederea îndepărtării particulelor nelegate de sarcini magnetice.

Această metodă se poate aplica datorită rezolvării practice a următoarelor probleme :

././.

- obținerea unui magnet sintetic, în, la dimensiunea particulelor monodomeniale;
- eliminarea acțiunii dăunătoare a stratului electric dublu difuz, care apare pe suprafața de cercetat ;
- stabilirea unor compoziții pentru pastele feromagnetice cu diferite proprietăți [18].

În lucrarea de față, pentru pasta feromagnetică s-a pregătit în prealabil o soluție de săpun din oleat de potasiu și colofoniu după următoarea tehnologie: 75 ml de soluție de hidrat de potasiu (25 %) s-au adăugat la 152 ml apă distilată. Apoi s-a preparat o a doua soluție, compusă din 152 ml acid oleic și 24 g pulbere de colofoniu. Ambele soluții s-au încălzit separat pînă la 60°... 80°C, după care soluția alcalină s-a turnat, amestecînd energic, în acidul oleic. La început s-au format fulgi iar apoi, după încălzire și amestecare 45...60 min, s-a format o pastă.

Soluția de săpun, atât pentru pasta feromagnetică, cît și pentru spălarea particulelor de pe piesă, s-a preparat prin introducerea a 10 g din pasta de mai sus, bine măcinată, într-un balon cu 300 ml apă distilată. Această soluție de săpun s-a menținut 24 ore, pînă la dizolvarea completă a oleatului de potasiu, după care i s-au adăugat 50 ml glicerină chimic pură, amestecîndu-se bine prin agitare.

Magnetitul sintetic umed s-a obținut prin dizolvarea a 2 g $\text{FeCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ și 5,4 g $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ în 300 cm^3 de apă fierbinte, în care s-a adăugat, amestecînd continuu, 5 g de NaOH. Amestecul obținut s-a filtrat, iar sedimentul - magnetitul sintetic - a fost spălat și păstrat umed.

Pentru prepararea pastei feromagnetice, s-au introdus 10...15 g magnetit sintetic umed în 3...5 ml soluție de săpun special pregătit, la care s-au adăugat 0,5...1 ml ulei de piersici și 1...2 ml tuș, amestecînd bine. În acest mod s-a obținut un amestec

coloidal complex, viscos, cu sensibilitate mare față de punerea în evidență a sarcinilor magnetice superficiale.

In vederea obținerii imaginii magnetice, mai întâi se acoperă suprafața epruvetei șlefuite cu pasta feromagnetică, iar apoi se spală cu spumă de săpun, preparat anterior, ceea ce face ca pe suprafața epruvetei să rămână numai particulele atrase de sarcinile magnetice ale fazelor feromagnetice. Fotografieră s-a făcut întotdeauna, în starea umedă.

5.1.3. Considerații privind obținerea particulelor magnetice active.

Gradul de activitate al pastei feromagnetice este determinat de mai mulți factori, dintre care mai importanți sînt: dimensiunea și concentrația particulelor feromagnetice, interacțiunea magnetică dintre ele, intensitatea și configurația cîmpurilor de scăpări, proprietățile mediului de dispersie al pastei etc.

Considerații fizice generale duc la concluzia că interacțiunea magnetică este maximă $[N2]$ $[N8]$ în cazul în care dimensiunile particulelor sînt comparabile cu dimensiunile volumului sarcinilor locale și mai mici decît acestea.

In urma încercările efectuate, s-a ajuns la concluzia că structura fazică fină este bine pusă în evidență în cazul în care se folosesc particule foarte fine, monodomeniate și de aceeași dimensiuni.

In cazul cercetărilor, utilizînd metalografia magnetică, trebuie să se țină seama că activitatea magnetică a particulelor depinde de concentrația lor. Pentru anumite concentrații, între particulele care se află în cîmpul de scăpări începe să se facă simțită interacțiunea magnetică proprie, care duce la înlănțuirea particulelor ca urmare a coagulării magnetice și deci la intensificarea aderenței particulelor pe sarcinile magnetice ale metalului.

Aşa cum rezultă din datele literaturii de specialitate, ca şi din propriile încercări, activitatea magnetică a particulelor poate fi asigurată, în mai mare măsură, prin însuşi metoda de obţinere a magnetitului.

5.2. Testarea pastei feromagnetice şi comparaţii cu alte date din literatură.

După pregătirea magnetitului, în condiţiile expuse mai sus, s-a impus necesitatea verificării acestuia pe materiale feromagnetice şi monofazice, care prezintă deci domenii de magnetizare spontană. Se urmăreşte, aşadar, punerea în evidenţă a benzilor Akulov-Bitter, adică a unei imagini ce se formează în condiţiile distribuţiei neomogene a particulelor coloidale magnetice la suprafaţa cristalului feromagnetic.

Pentru verificare s-a pregătit un oţel silicios, cu 5% Si, care a fost şlefuit şi lustruit în condiţii obişnuite, dar care a fost analizat, neatacat, cu ajutorul pulberilor feromagnetice.

Imaginile magnetice astfel obţinute sînt reprezentate în fig. 5.1, 5.2 şi 5.3. Din analiza imaginilor din fig. 5.2 şi 5.3 rezultă dispunerea în benzi de formă regulată a pulberii feromagnetice la nivelul cristalitelor agregatului policristalin şi quasiizotrop, caracteristică ce concordă calitativ şi cantitativ cu benzile Akulov-Bitter menţionate în literatura de specialitate [A4], [B7], [V2].

Din analiza detaliată a imaginilor magnetice ale oţelului cu 5 % Si (fig. 5.1, 5.2, 5.3) rezultă următoarele :

- dimensiunile particulelor feromagnetice sînt comparabile cu dimensiunile spaţiului sarcinilor magnetice locale, fiind mai mici decît acestea ;

- anizotropia proprietăţilor magnetice ale materialului

quasizotrop, anizotropia ce se reflectă prin densitățile medii diferite ale grăunților cristalini ;



Fig.5.1 - Imaginea magnetică a oțelului cu 5 % Si, lustruit și neatacat (120:1).



Fig.5.2 - Imaginea magnetică a oțelului cu 5 % Si, lustruit și neatacat (120:1).

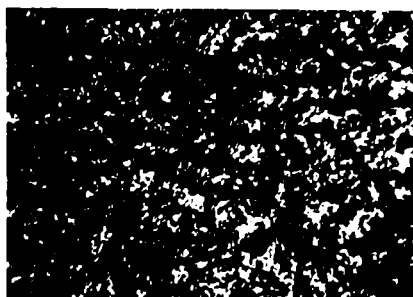


Fig.5.3 - Imaginea magnetică a oțelului cu 5 % Si lustruit și neatacat (450:1).

- benzile Akulov-Bitter se pot evidenția numai la grăunții cristalini orientați favorabil în raport cu suprafața metalografică;

- "gradul de dispersie aparent" al benzilor Akulov-Bitter diferă de la grăunte la grăunte, ceea ce se explică prin orientarea statistică a grăunților cristalini.

5.3. Prepararea probelor.

Ca bază de comparație a rezultatelor metalografiei magnetice s-a luat starea de echilibru structural obținută prin

aplicarea unui tratament termic de recoacere completă și continuă, în absența câmpului magnetic, în condițiile arătate în fig.5.4.

Cazul limită al instabilității termodinamice s-a obținut prin călire completă la martensită de la temperaturi optime de călire, tratamentul fiind aplicat unor epruvete cu diametrul subcritic, pentru condițiile călirii în absența câmpului magnetic.

Ca un caz particular s-a utilizat și un tratament termic de călire incompletă la martensită în astfel de condiții, încât să se obțină o masă de ferită liberă de cca 15 % din masa oțelului.

Pentru a pune mai bine în evidență posibilitățile mari de utilizare ale metalografiei magnetice, s-a mai efectuat și un tratament termic singular. S-au utilizat în acest scop epruvete cu diametrul supracritic, așa încât viteza reală de răcire, în condiții neschimbate de răcire pentru călire, să fie puțin inferioară vitezei critice de călire (fig.5.5) [P2], obținându-se o structură formată din martensită, troostită și austenită reziduală. Materialele utilizate au avut compoziții redată în tabelul 1.

Din cauza fluctuațiilor de compoziție întâlnite la oțelurile carbon de îmbunătățire, livrate conform STAS (segregații pozitive și negative), trebuie menționat că datele cuprinse în tabelul 1

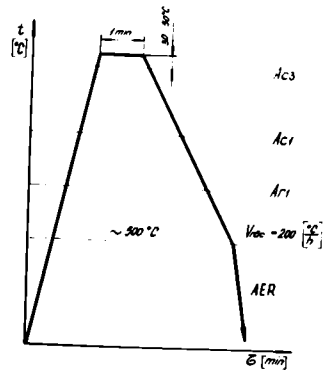


Fig.5.4 - Graficul tratamentului de recoacere aplicat oțelurilor carbon de îmbunătățire experimentate.

Se referă chiar la materialele încercate. Această precizare este impusă de faptul că, în timpul cercetărilor, s-a constatat că la materialele provenite din aceeași șarjă conținutul în carbon, de exemplu, prezintă o abatere de +16 %...12 % în raport cu compoziția mării.

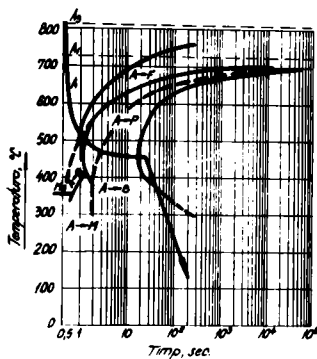


Fig.5.5 - Diagrama CCT a oțelului carbon de îmbunătățire cu 0,38 % C P2 .

Material Compoziție	C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	As	Al
1	0,26	0,58	0,34	0,022	0,012	0,14	0,09	0,08	0,010	0,015
5	0,38	0,52	0,25	0,016	0,013	0,12	0,04	0,04	0,011	0,015
8	0,50	0,56	0,23	0,019	0,009	0,18	0,05	0,05	0,010	0,024
7	0,60	0,54	0,25	0,020	0,012	0,15	0,03	0,04	0,012	0,016

Pentru a analiza influența cîmpului magnetic asupra structurii materialului s-a aplicat metoda încălzirii în cîmp magnetic, deasupra sau sub punctul critic A_{c3} , cu scopul de a căli materialul complet sau incomplet la martensită, (fig.5.6).

Tratamentul termic se bazează, în acest caz, pe corelația care există între proprietățile martensitei și particularitățile austenitei în condițiile încălzirii în cîmp magnetic.

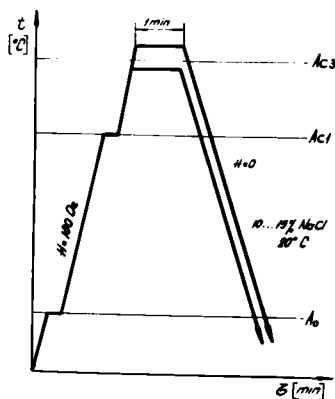


FIG.5.6 - Graficul TTMag aplicat oțelurilor carbon de îmbunătățire experimentate.

5.4. Rezultatele obținute și interpretarea lor.

5.4.1. Metalografia magnetică a materialelor recoapte.

În privința corelației dintre compoziție și imaginea magnetică la materialul recoapt, din analiza fig.5.7,5.8,5.9 și 5.10 se observă o anumită repartiție a densității pulberii feromagnetice pe suprafața lustruită și neatăcută a eșantionului.

Astfel, se observă că zonele cu concentrație mare de astfel de particule cresc odată cu conținutul în carbon. Pentru a explica natura metalografică a acestor zone s-au luat în considerare microstructurile aceluiași material, dezvoltate obișnuit cu reactivi metalografici standard - fig.5.15, 5.16, 5.17 și 5.18.

La același material, comparând imaginile magnetice cu cele metalografice - fig.5.7, 5.11, 5.15, 5.8, 5.12, 5.16, 5.9, 5.13, 5.17, 5.10, 5.14, 5.18 se observă că zonele cu concentrații mari în

pulberi feromagnetice corespund formațiunilor de perlită. Această constatare poate fi luată drept criteriu de interpretare a imaginii magnetice la materialele aflate în stare de echilibru structural.

Pentru a stabili dacă atacul cu reactivi metalografici denaturează sau nu imaginea magnetică, la materialele în stare de echilibru structural, s-a procedat suplimentar la analizarea, prin comparație, a materialelor lustruite și neatacate, precum și a celor atacate cu reactivi standard, ambele categorii de materiale fiind cercetate prin metoda metalografiei magnetice. Concluziile se obțin din analiza imaginilor prezentate în fig. 5.11, 5.19, 5.12, 5.20, 5.13, 5.21 și 5.14, 5.22.

Atacul marginilor grăunților de ferită se observă că nu modifică esențial caracteristicile imaginii magnetice, de unde rezultă unul dintre avantajele metalografiei magnetice și anume, posibilitatea analizării structurii fără atac special.

Se desprinde de aici și necesitatea de a relua și aprofunda, printr-o cercetare ulterioară, problema dimensiunilor optime a particulelor feromagnetice, deoarece se observă, din cele afirmate anterior că, în cîmpurile de scăpări se face o selecționare spontană din magnetit numai a acelor particule care pot fi captate și fixate în locul respectiv.

Cele spuse sînt în legătură cu faptul semnalat anterior, referitor la neevidențierea grăunților de ferită. Explicația ar putea fi următoarea: cîmpurile de scăpări la limitele grăunților de ferită sînt atît de slabe, încît nu rețin particulele utilizate. De aici și necesitatea orientării studiului magnetitului în direcția perfecționării tehnologiei de fabricație a acestuia pe mai multe calități monodimensionale.

O altă concluzie ce se desprinde din compararea imaginilor - fig. 5.13 și 5.21 - pe de o parte, - fig. 5.14 și 5.22 - pe de altă parte, este că la oțelurile hipoeutectoide cu conținut mai înalt în

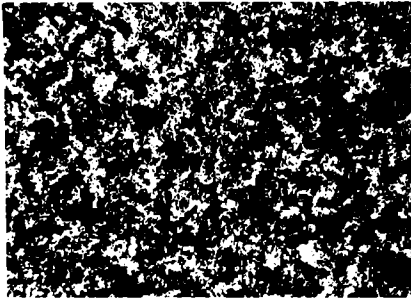


Fig.5.7 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26 % C, recept 860°C, lustruit, neatacat (120:1).

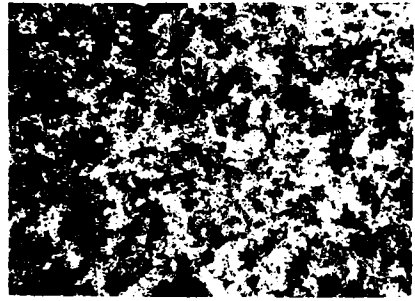


Fig.5.8 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38 % C, recept 850°C, lustruit, neatacat, (120:1).

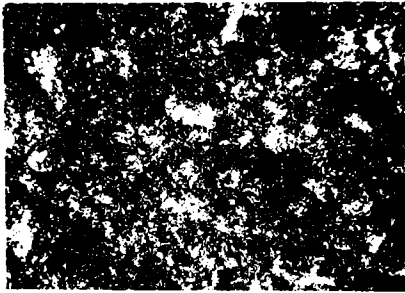


Fig.5.9 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50 % C, recept 830°C, lustruit, neatacat, (120:1).

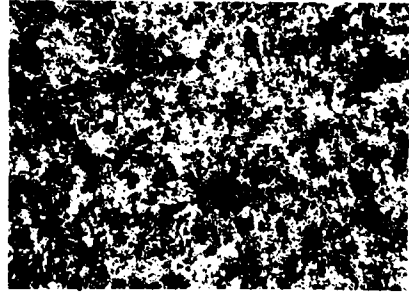


Fig.5.10 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60 % C, recept 810°C, lustruit, neatacat, (120:1).

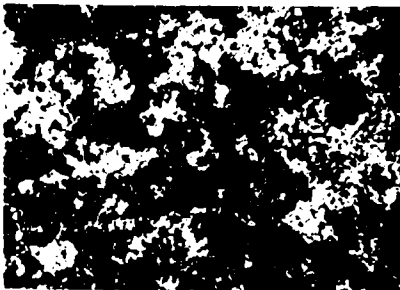


Fig.5.11 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26 % C, recept 860°C, lustruit, neatacat, (450:1).

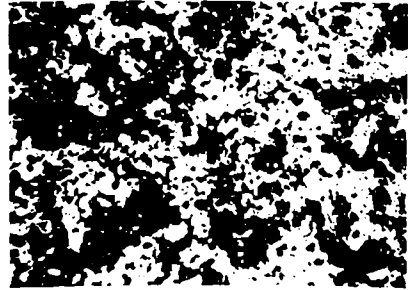


Fig.5.12 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38 % C, recept 850°C, lustruit, neatacat, (450:1).

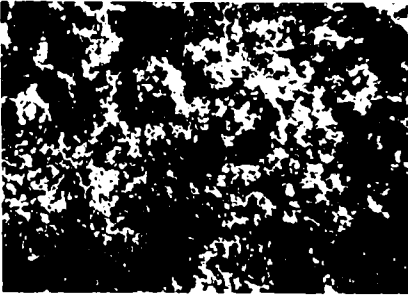


Fig.5.13 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50 % C, recept 830°C, lustruit, neatacat, (450:1).

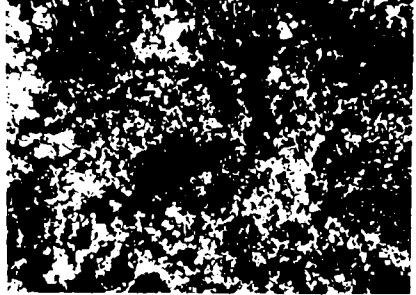


Fig.5.14 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60 % C, recept 810°C, lustruit, neatacat, (450:1).

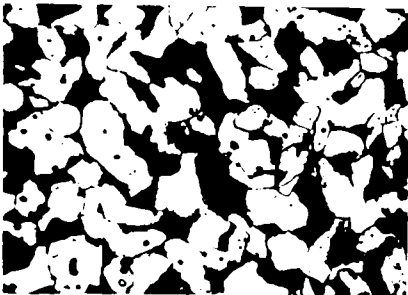


Fig.5.15 - Microstructura oțelului cu 0,26 % C, recept 860°C, atac Nital 3 %, (450:1).



Fig.5.16 - Microstructura oțelului cu 0,38 % C, recept 850°C, atac Nital 3 %, (450:1).

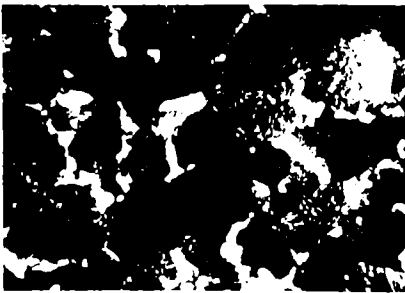


Fig.5.17 - Microstructura oțelului cu 0,50 % C, recept 830°C, atac Nital 3 %, (450:1).



Fig.5.18 - Microstructura oțelului cu 0,60 % C, recept 810°C, atac Nital 3 %, (450:1).

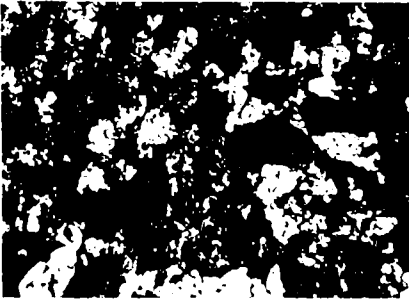


Fig.5.19 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26 % C, recopt 860°C, atac Nital 3 %, (450:1).

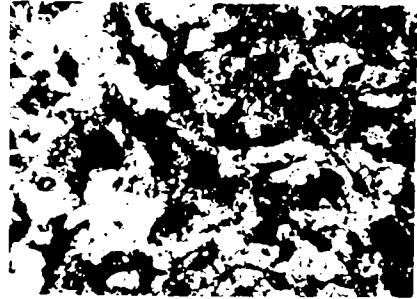


Fig.5.20 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38 % C, recopt 850°C, atac Nital 3 % (450:1).

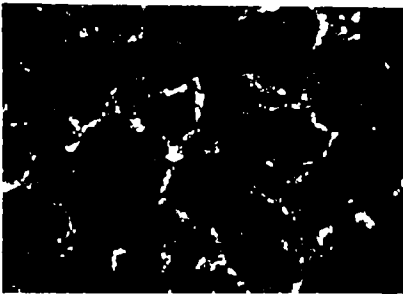


Fig.5.21 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50 % C, recopt 830°C, atac Nital 3 %, (450:1).



Fig.5.22 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60 % C, recopt 810°C, atac Nital 3 %, (450:1).

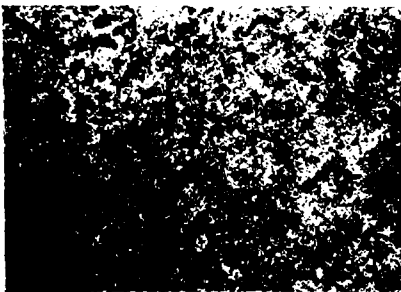


Fig.5.23 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26 % C, cilit TTMag $A_{cl} < t < A_{c3}$ /1 min/sol.10...15 % NaCl, $H=180$ Oe, lustruit, neatacat, (120:1).



Fig.5.24 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38 % C, supus TTMag singular 850°C/1 min/sol.10...15% NaCl, $H=180$ Oe, lustruit, neatacat (120:1).

carbon, unde cantitatea de perlită este mai mare, dezvoltarea structurii cu reactivi metalografici obișnuiți modifică apreciabil intensitatea cimpurilor de scăpări, în sensul intensificării acestora. Așa se explică de ce imaginea magnetică a unui material lustruit și atacat prezintă, pe suprafețele ocupate de perlită, o densitate mai mare a particulelor feromagnetice.

Deoarece în literatura de specialitate se acordă o deosebită atenție metodei de lustruire a materialului, în această lucrare s-a urmărit, printre altele, în ce măsură lustruirea mecanică și stratul Beilby [S10] influențează asupra imaginii magnetice. Analiza comparativă a imaginilor magnetice - fig. 5.11, 5.19, 5.12, 5.20 și 5.14 - arată că prezența stratului Beilby, de la grăunții de ferită liberă, nu alterează calitatea imaginii magnetice, lucru ce se explică prin prezența unei faze nedeformabile și anume cementită.

Aceasta reprezintă un alt avantaj al metodei metalografiei magnetice, dar trebuie menționat că această constatare rămâne valabilă la materialele cel puțin bifazice, la care faza nedeformabilă este în cantitate suficient de mare. Din acest punct de vedere s-ar putea determina o "masă critică de cementită" pînă la care este posibil ca stratul Beilby să altereze imaginea magnetică reală.

Metalografia magnetică a materialelor călitate termomagnetic.

În cazul materialului călit complet la martensită, la puteri relativ mici de mărire, pulberea feromagnetică este atît de uniform repartizată, încît se formează imaginea caracteristică unui material monofazic - fig. 5.24, 5.25, 5.26. Numai într-un singur caz - fig. 5.23 - cînd materialul este călit incomplet de la temperaturi puțin inferioare punctului A_{c3} , se observă clar, chiar la puteri mici, o repartiție neuniformă a pulberii feromagnetice, densitatea mai mare a acesteia fiind pe locul formațiunilor de ferită. La această constatare se ajunge comparînd structura materialului dezvoltat obișnuit, cu reactivi

metalografici standard - fig.5.31 - cu imaginea magnetică a aceluiași material - fig.5.27 - în ambele cazuri, puterea de mărire fiind aceeași.

Din cele afirmate mai sus rezultă un alt avantaj al metodei metalografiei magnetice, anume cel legat de problema defectoscopiei oțelurilor hipoeutectoide călite. În acest sens, defectul "pete noi" se poate pune în evidență fără atac cu reactivi metalografici

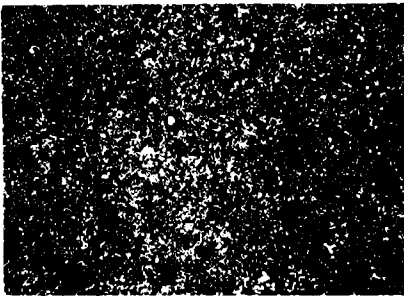


Fig.5.25 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50 % C, călit
TTMag $t = A_{c3}/1$ min./sol.10...
15 % NaCl, $H = 180$ Oe, lustruit
neatacat, (120:1).

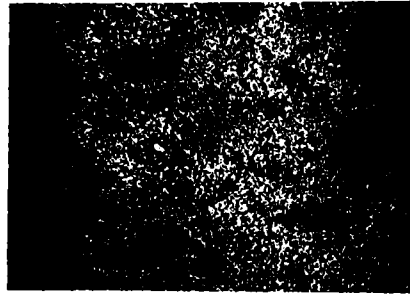


Fig.5.26 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60 % C, călit
TTMag $t = A_{c3}/1$ min./sol.10...
15 % NaCl, $H = 180$ Oe, lustruit
neatacat, (120:1).

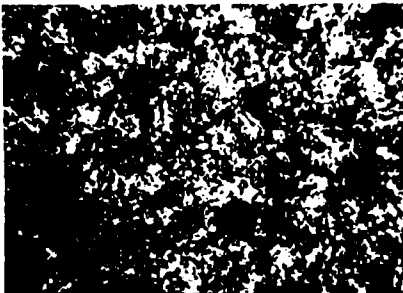


Fig.5.27 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26 % C, călit
TTMag, $A_{c1} < t < A_{c3}/1$ min./sol.
10...15 % NaCl, $H = 180$ Oe,
lustruit, neatacat, (450:1).



Fig.5.28 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38 % C, supus TTMag
singular $850^{\circ}\text{C}/1$ min./sol.10...15%
NaCl, $H = 180$ Oe, lustruit, neatacat,
(450:1).



Fig.5.29 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50 % C, călit TTMag
 $t = A_{C3}/1$ min/sol.10...15% NaCl,
 $H = 180$ Oe, lustruit, neatăcat,
(450:1).

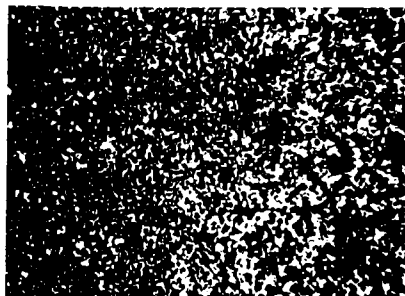


Fig.5.30 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60 % C, călit TTMag
 $t = A_{C3}/1$ min/sol.10...15% NaCl,
 $H = 180$ Oe, lustruit, neatăcat,
(450:1).

și fără efectuarea unor probe de microduritate.

Faza paramagnetică - austenită reziduală - este bine pusă în evidență, acest lucru observându-se clar din compararea imaginilor - fig.5.28, 5.29, 5.30, zonele de austenită nefiind acoperite practic de pulbere feromagnetică.

În cazul oțelului hipoeutectoid cãlibil, cu conținut redus în carbon și călit complet la martenită, în condițiile de lucru expuse anterior, nu se observă prezența formațiunilor de austenită reziduală, deși aceasta există, însă în cantitate mai mică decât la oțelurile cu conținut mai înalt în carbon. Aceasta se explică prin faptul că, imaginea magnetică reală este ecranată de câmpurile de scãpãri ale matricei, care în cazul de față este feromagnetică.

Se poate vorbi și în acest caz de o "mãsurã criticã" sau de o "dimensiune criticã" a formațiunilor de austenită reziduală, de la care este posibilă evidențierea acestora prin mijloacele metalografiei magnetice.

Cele spuse aici confirmă, încă odată, necesitatea continuării

cercetărilor referitoare la stabilirea unor dimensiuni optime ale particulelor feromagnetice, în sensul celor prezentate anterior.

Pentru a analiza influența cîmpului magnetic asupra proprietăților fazei preeutectoide din materialul cîlit la martensită, s-a procedat la cîlirea incompletă a unui oțel cu 0,26 % C și la examinarea microscopică a acestuia, în condiții clasice și cu ajutorul metalografiei magnetice. Din compararea imaginilor - fig.5.19, 5.31, 5.33 - se observă că cel puțin proprietățile magnetice ale feritei libere nu se modifică, oricare ar fi starea structurală a materialului în ansamblu.

Din analiza imaginilor - fig.5.32 și 5.36 - obținute pe epruvete supuse tratamentului termic singular, rezultă o concluzie similară celei de la materialele recoapte și anume, activitatea magnetică mai accentuată a amestecului ferito-carburic, comparativ cu alți constituenți metalografici.

Cunoscînd faptul că rezistența martensitei la atacul reactivilor metalografici depinde de gradul de transformare al austenitei în martensită, diferitele materiale cercetate au fost analizate cu scopul de a stabili dacă imaginea magnetică poate fi comparată cu imaginea metalografică clasică, din punctul de vedere exprimat aici. Analiza în grup a imaginilor - fig.5.33, 5.34, 5.37 și 5.38 arată că:

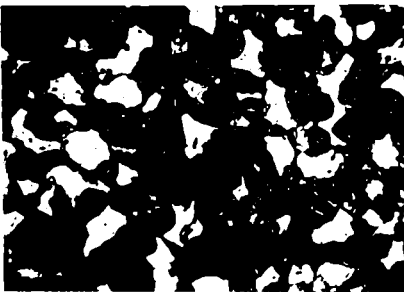


FIG.5.31 - Microstructura oțelului cu 0,26 % C, cîlit TMsag $A_{c1} < t < A_{c3}/1$ min/sol.10...15% NaCl, $H=180$ Oe, atac Nital 3 %, (450:1).

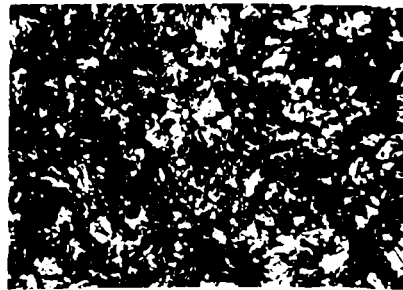


FIG.5.32 - Microstructura oțelului cu 0,38 % C, supus TMsag singular $850^{\circ}C/1$ min/sol.10...15 % NaCl, $H=180$ Oe, atac Nital 3 %, (450:1).

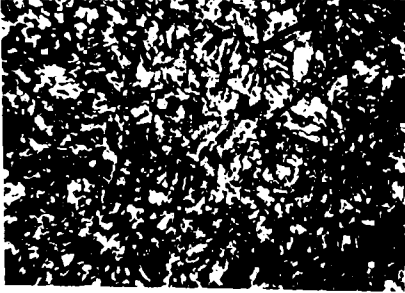


Fig.5.33 - Microstructura oțelului cu 0,50 % C, călit TMag, $t=A_{c3}/1$ min/sol.10...15% NaCl, $H=180$ Oe, atac Nital 3 %, (450:1).

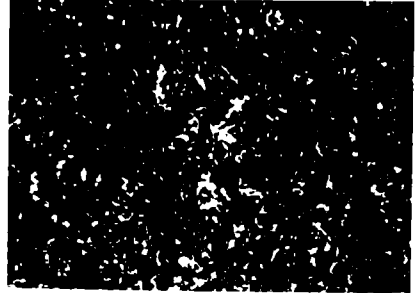


Fig.5.34 - Microstructura oțelului cu 0,60 % C, călit TMag, $t=A_{c3}/1$ min/sol.10...15% NaCl, $H=180$ Oe, atac Nital 3 %, (450:1).

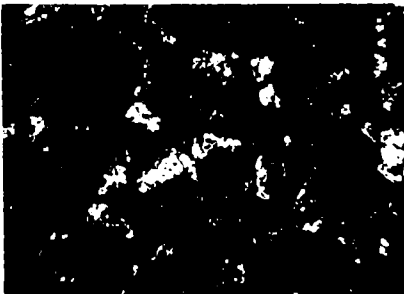


Fig.5.35 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26 % C, călit TMag, $A_{c1} < t < A_{c3}/1$ min/sol. 10...15% NaCl, $H=180$ Oe, atac Nital 3 % (450:1).

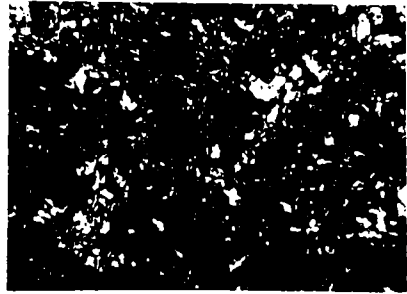


Fig.5.36 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38 % C, supus TMag singular $t=A_{c3}/1$ min/sol.10...15% NaCl, $H=180$ Oe, atac Nital 3 %, (450:1).

- densitatea pulberii feromagnetice pe martensită este aceeași, adică pulberea feromagnetică se depune nepreferențial pe acele de martensită;

- ca o consecință imediată rezultă evidențierea clară a fazei paramagnetice, lucru dificil de realizat la microscopul metalografic optic prin atacarea cu reactivi universali.

5.4.3. Metalografia magnetică a materialelor călite clasic.

La materialele călite în absența câmpului magnetic, de la temperaturi recomandate de călire, imaginile magnetice corespunzătoare prezintă în general caracteristicile arătate la materialele similare, tratate în câmp magnetic - fig. 5.39, 5.43, 5.40, 5.44, 5.41 și 5.42, 5.46.

În ceea ce privește faza preeutectoidă din oțelul călit incomplet la martensită - fig. 5.47 și 5.51 - prin comparare cu ferita liberă din oțelul recopt clasic - fig. 5.19 - și ferita liberă din oțelul călit incomplet la martensită în câmp magnetic - fig. 5.35 - se ajunge la concluzia că și în acest caz activitatea magnetică a feritei libere nu se modifică.

La materialul supus tratamentului singular, în condițiile expuse anterior, se observă că, la călirea în absența câmpului magnetic, imaginea magnetică prezintă un contrast mai puternic între fondul martensitic și formațiunile de troostită. Eșantioanele atacate sau neatacate - fig. 5.44, 5.48 și 5.52 - se caracterizează prin existența unor zone cu densitate mai mare a pulberii feromagnetice în locurile în care există unul dintre produsele descompunerii prin difuzie a austenitei - troostita.

Cu privire la austenită reziduală, metalografia magnetică arată clar că, la materialele călite clasic la martensită - fig. 5.49, 5.50, 5.53 și 5.54 - cantitatea de austenită reziduală este mai mare decât la materialele călite complet la martensită în câmp magnetic - fig. 5.37, 5.38, compararea făcându-se între materiale caracterizate riguros prin aceeași compoziție chimică și natură a factorilor metalurgici.

Sub influența câmpului magnetic formațiunile de ferită liberă, care se separă din austenită sau cele care rămân în timpul

încălzirii la temperaturi inferioare punctului A_{C3} , sînt supuse fenomenului de coalescență, motiv pentru care acesta se prezintă sub forma unor zone insulare rotunjite - raport mic lungime : suprafață - comparativ cu aceeași fază a materialului încălzit în absența cîmpului.

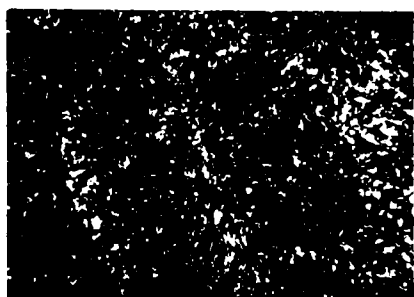


Fig.5.37 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50% C, călit TTMag, $t=A_{C3}/1$ min/sol.10...15% NaCl, $H=180$ Oe, atac Nital 3% (450:1).

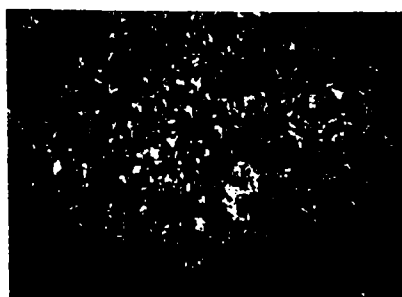


Fig.5.38 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60% C, călit TTMag, $t=A_{C3}/1$ min/sol.10...15% NaCl, $H=180$ Oe, atac Nital 3% (450:1).

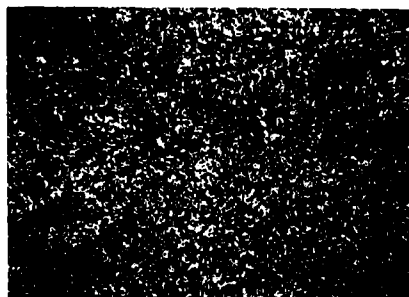


Fig.5.39 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26% C, călit $A_{C1} < t < A_{C3}/1$ min/apă 20°C, $H = 0$, lustruit, neatacat, (120:1).

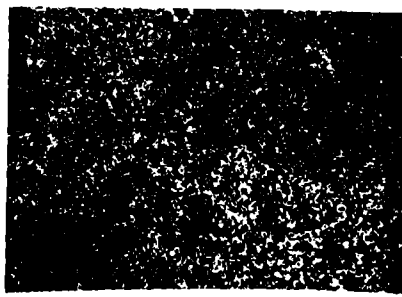


Fig.5.40 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38% C, supus TT singular 850°C/1 min/apă 20°C, $H = 0$, lustruit, neatacat, (120:1).

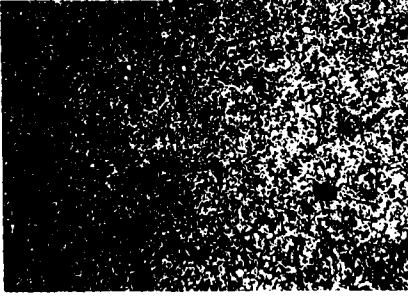


Fig.5.41 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50% C, călit complet la martensită 830°C/1 min/apă 20°C, $H=0$, lustruit, neatacat, (120:1).

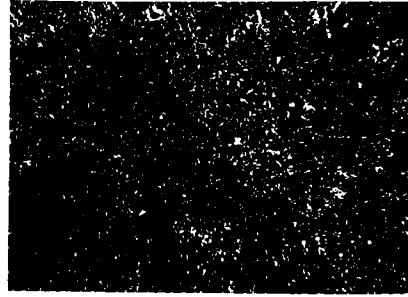


Fig.5.42 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60% C, călit complet la martensită 810°C/1 min/apă 20°C, $H=0$, lustruit, neatacat, (120:1).

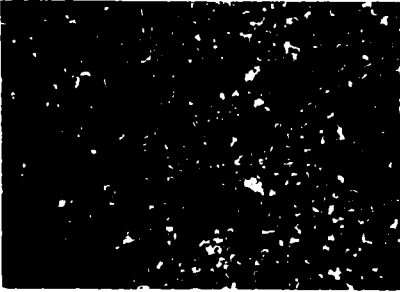


Fig.5.43 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26% C, călit $A_{c1} < t < A_{c2}$ /1 min/apă 20°C, $H=0$, lustruit, neatacat, (450:1).

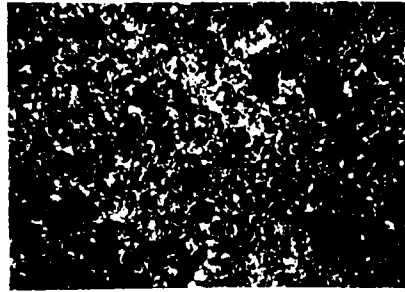


Fig.5.44 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38% C, supus TF singular 850°C/1 min/apă 20°C, $H=0$, lustruit, neatacat, (450:1).

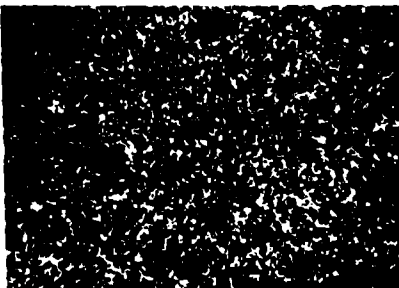


Fig.5.45 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50% C, călit complet la martensită 830°C/1 min/apă 20°C, $H=0$, lustruit, neatacat, (450:1).



Fig.5.46 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60% C, călit complet la martensită 810°C/1 min/apă 20°C, $H=0$, lustruit, neatacat, (450:1).

//.

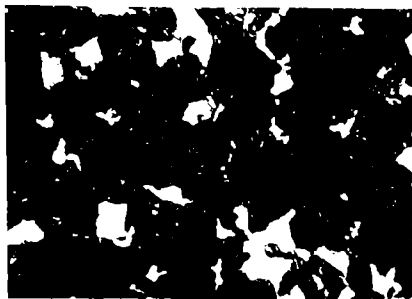


Fig.5.47 - Microstructura oțelului cu 0,26% C, călit $A_{c1} < t < A_{c3}$ /1 min/apă 20°C, atac Nital 3%, (450:1).

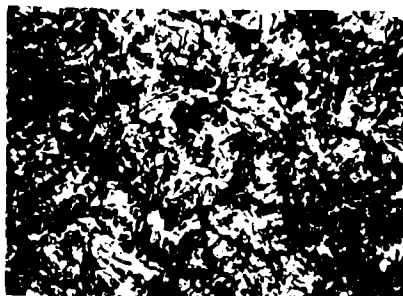


Fig.5.48 - Microstructura oțelului cu 0,38% C, cupus TT singular 850°C/1 min/apă 20°C, $H = 0$, atac Nital 3%, (450:1).

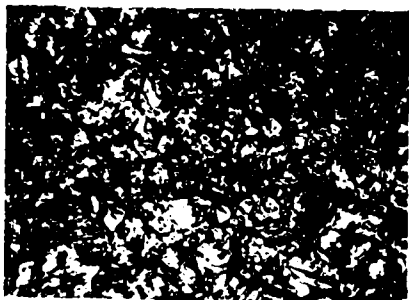


Fig.5.49 - Microstructura oțelului cu 0,50% C, călit complet la martensită 830°C/1 min/apă 20°C $H = 0$, atac Nital 3% (450:1).

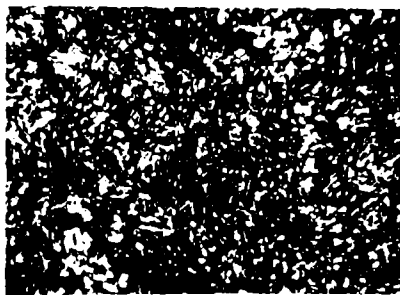


Fig.5.50 - Microstructura oțelului cu 0,60% C, călit complet la martensită 810°C/1 min/apă 20°C, $H = 0$, atac Nital 3% (450:1).

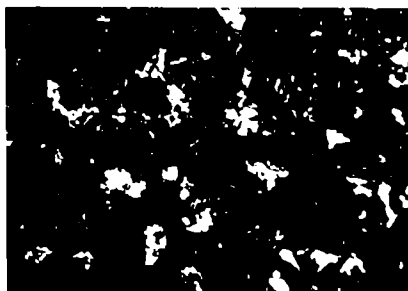


Fig.5.51 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,26% C, călit $A_{c1} < t < A_{c3}$ /1 min/apă 20°C, $H = 0$, atac Nital 3% (450:1).

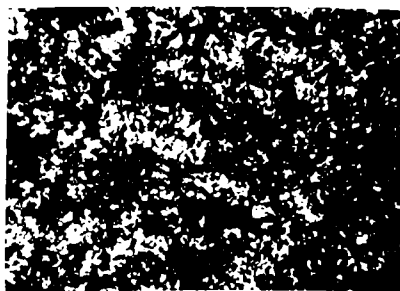


Fig.5.52 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,38% C, cupus TT singular 850°C/1 min/apă 20°C, $H = 0$, atac Nital 3% (450:1).

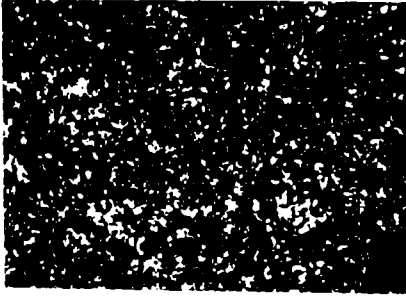


Fig.5.53 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,50% C, călit complet la martensită 830°C/1 min/apă 20°C, II = 0, atac Nital 3 %, (450:1).

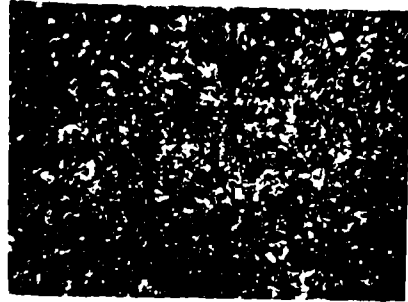


Fig.5.54 - Imaginea magnetică a oțelului cu 0,60% C, călit complet la martensită 810°C/1 min/apă 20°C, II = 0, atac Nital 3 %, (450:1).

C o n c l u z i i

Cercetările efectuate în cadrul acestui capitol duc la următoarele concluzii :

1. În lucrare se aduce o contribuție privind metalografia magnetică a materialelor polinare și polifazice, parțial sau total feromagnetice, aflate în diferite stări de echilibru metastabil.

2. La materialele polinare și polifazice, metalografia magnetică permite diferențierea clară a constituenților metalografici la oțelurile în diferite stări structurale.

3. Spre deosebire de analiza microstructurală obișnuită, metalografia magnetică permite punerea în evidență a austenitei reziduale la oțelurile călite și aprecierea cantității acestora.

4. Folosind aceleași condiții optice la microscopul metalografic optic, metalografia magnetică permite determinarea,

././.

fără analize suplimentare, a naturii fazelor în diferite stări structurale. Astfel, ferita se identifică clar, diferențiindu-se de mertensită și austenită reziduală.

5. Metalografia magnetică se poate aplica pentru analiza structurii fără un atac prealabil special.

6. Metoda de cercetare a structurii cu ajutorul reactivilor clasici, precum și metoda metalografiei magnetice sînt complementare.

7. Metoda metalografiei magnetice se caracterizează prin sensibilitate, eficacitate, simplitate, productivitate.

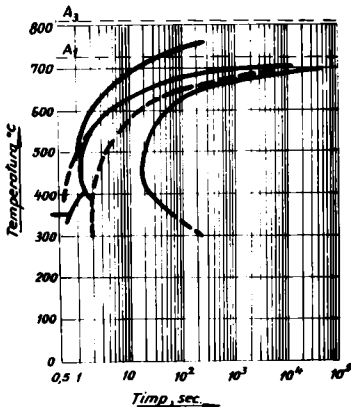
8. În lucrare se fac precizări privind pregătirea materialelor în scopul aplicării metalografiei magnetice.

Toate cele de mai sus arată că problemele de bază ale metalografiei magnetice nu sînt epuizate, așa încît prin cercetări ulterioare se vor putea face precizări în sensul celor afirmate anterior.

**CERCETARI PRIVIND INFLUENTA TRATAMENTELOR
TERMOMAGNETICE ASUPRA CALIBILITATII
OTELURILOR CARBON DE IMBUNATATIRE.**

6.1. Alegerea mediului de răcire pentru călire.

Pentru oțelurile carbon, literatura de specialitate indică folosirea uleiului mineral sau a apei, ca medii de răcire pentru



**Fig.6.1 - Diagrama TTT a
oțelului OLC 35 [P2].**

călirea la martensită. Având în vedere scopul acestei lucrări ca mediu de călire s-a utilizat o soluție apoasă la 10...15% NaCl, deoarece aceasta, comparativ cu uleiul sau apa curentă, prezintă o serie de mari avantaje. Pentru aprecierea avantajelor oferite de acest mediu de răcire se ia în considerare stabilitatea relativă a austenitei la toate oțelurile din grupa OLC. Din fig.6.1 se observă că stabilitatea relativă a austenitei la oțelurile carbon de calitate pentru îmbunătățire este redusă, fiind sub o secundă. În aceste condiții, dat fiind faptul că diametrul epruvetelor depășește diametrul critic precizat în literatura de specialitate, pentru călirea la martensită, nu se poate utiliza decât un mediu drastic de răcire.

Intrucât materialele experimentale, din punct de vedere dimensional, sînt cuprinse în grupa pieselor mijlocii [G3], rezultă că pentru a asigura o viteză de răcire mare în centrul piesei, condițiile de răcire trebuie astfel alese încît, viteza de răcire la suprafață să fie mare în intervalul 400...200°C, așa încît în

regiunea cotelui perlitic viteza reală de călire să fie superioară vitezei critice. Soluția apoasă de 10...15% NaCl este un mediu de călire cu schimbarea stării de agregare, a cărei particularitate esențială este absența perioadei de fierbere peliculară. Pentru acest motiv, soluția apoasă de 10...15 % NaCl duce la creșterea apreciabilă a vitezei medii de răcire în zona de temperaturi a cotelui perlitic.

La oțelurile carbon de îmbunătățire, călite clasic, acest mediu nu se poate utiliza deoarece, fiind prea drastic, duce la apariția fisurilor în timpul călirii. În cazul călirii TTMag acest neajuns este înlăturat deoarece martensita obținută în acest caz este mai plastică.

6.2. Alegerea schemei de tratament termomagnetic.

La seria de oțeluri carbon de îmbunătățire (OLC25...OLC60) încălzite în absența câmpului magnetic, călirea constă în încălzirea acestora deasupra punctului A_{C3} la 300...380°C [12], după care urmează răcirea în vederea transformării austenitei în martensită.

La seria de oțeluri analizate, "punctul" A_{C3} este de fapt un interval de temperaturi [66], [115]. Acest lucru se explică nu numai prin influența mare a segregățiilor existente totdeauna în oțel, ci mai ales datorită naturii vâscoase a hysterezisului termic care însoțește transformarea $\alpha \rightarrow \delta$. Datorită acestor cauze, la stabilirea domeniului de temperaturi de călire a oțelurilor carbon de îmbunătățire, ca punct A_{C3} se ia de fapt în considerare marginea superioară a domeniului A_{C3} , iar la aceasta se adaugă - din considerente de ordin tehnologic - 30...50°C.

Deoarece în timpul experimentării unui mare număr de epruvete s-a constatat că temperatura recomandată pentru călire este prea înaltă și că de fapt călirea are loc în condițiile supraîncălzirii și supraînținerii, s-au întreprins cercetări care au avut ca scop

- reducerea totală a supraîncălzirii și
- evitarea supra- sau submenținerii.

Această problemă a fost rezolvată prin aplicarea unei metode care ia în considerare simultaneitatea transformărilor magnetice și polimorfe la încălzirea în câmp magnetic [C6], [B2], [A2], [M10], [J3], [F4].

Principiul metodei constă în încălzirea oțelului pînă la punctul A_{C3} , menținere un minut, după care urmează răcirea în apă. Inițial, determinarea precisă a temperaturii punctului A_{C3} și a momentului atingerii acestuia s-au făcut cu ajutorul unui termocuplu și a unui ampermetru.

De remarcat este independența totală a metodei de factorii care duc la deplasarea punctului A_{C3} pe axa temperaturii.

De asemenea, mai trebuie menționat faptul că se poate renunța la termocuplu, acestuia revenindu-i numai rolul de a da informații cu privire la regimul termic al cuptorului. În principiu, în condiții obișnuite de tratament termic, folosirea termocuplului la determinarea temperaturii piesei nu dă indicații utile privind punctul A_{C3} , decît numai în punctul considerat, în timp ce metoda analizată determină momentul atingerii punctului A_{C3} în punctul cel mai distanțat de suprafață [V3].

Riguros vorbind, nici în acest caz supraîncălzirea nu poate fi evitată total. Aceasta poate fi însă mult redusă modificînd regimul termic al cuptorului. Acest lucru este posibil deoarece, la determinarea temperaturii, se ia în considerare o mărime magnetică. În această situație traductorul, venind în contact cu piesa ca în cazul termocuplului, informează fidel, dă rezultate reproductibile 100 % și poate fi folosit la fiecare piesă, independent de factorul geometric și dimensional al acesteia [13]. Trebuie făcută precizarea că această metodă nu se poate însă aplica în absența cîmpului magnetic, cel

puțin pentru faptul că, practic, punctul A_{C3} este nedeterminat.

Având în vedere influența câmpului magnetic asupra dimensiunilor materialelor feromagnetice, și deci asupra parametrului rețelei cristaline, este de așteptat ca unele dintre proprietățile acestora să se modifice. Astfel, se va mări coeficientul de difuziune a carbonului în ferită și - ceea ce este mai important - se va mări solubilitatea carbonului în ferita feromagnetică [C6], [S6], [B3]. Această modificare a capacității de dizolvare a carbonului de către ferită, antrenează și modificarea solubilității carbonului în austenită; cu alte cuvinte liniile GP și GOS, din diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C, se vor deplasa în sensul micșorării domeniului $\alpha + \gamma$, așa încât punctele A_3 , A_{C3} și A_{F3} vor coborî pe axa temperaturii.

Micșorarea temperaturii de călire se mai poate explica prin mecanismul dezactivării centrelor de recristalizare de către câmpul magnetic [K6], [S14]. În acest caz, în materialul heterofazic (austenită + ferită), formațiile fine feromagnetice înglobate într-o masă paramagnetică reprezintă domenii feromagnetice izolate. La încălzirea în câmp magnetic, datorită pierderilor prin histerezis, sînt supuse încălzirii numai particulele de ferită care, din cauza creșterii locale a temperaturii, se dizolvă în austenită [B3]. În aceste condiții este necesară o scădere mai accentuată a temperaturii, așa încât, din punct de vedere energetic, separarea fazei feromagnetice să fie avantajoasă.

Din cele expuse mai rezultă că acțiunea câmpului magnetic poate fi asimilată elementelor de aliere ganagene.

6.3. Alargirea metodei de determinare a călibilității.

În lucrarea [S6] se afirmă că, în condițiile încercării Jominy, tratamentul termomagnetic (TMAG) nu influențează călibilitatea oțelului carbon; pe de altă parte în lucrarea [J2] se menționează influența câmpului magnetic asupra proceselor de difuzie, în

sensul intensificării acestora. Se știe însă că, intensificarea difuziunii joacă același rol ca și ridicarea temperaturii sau mărirea duratei de austenitizare, așa încât, este de așteptat, ca sub influența câmpului magnetic, călibilitatea să se modifice [B3], [H5], [L2].

Pentru verificarea celor de mai sus se impune stabilirea calitativă și cantitativă a influenței câmpului magnetic asupra călibilității oțelurilor carbon de îmbunătățire. Considerentele care au stat la baza acestui studiu, metoda de lucru, rezultatele obținute și perspectivele aplicării TTMag din punctul de vedere al călibilității sînt prezentate în cele ce urmează.

Călibilitatea este una dintre principalele caracteristici de exploatare ale oțelurilor de construcție pentru îmbunătățire, fiind un factor care determină modul de comportare a pieselor în exploatare. În același timp, călibilitatea este și o caracteristică tehnologică, determinînd comportarea oțelului în timpul tratamentului termic.

Cunoașterea călibilității oțelurilor de îmbunătățire (OLC 25...OLC 60) este foarte importantă, deoarece aceasta decide asupra destinației oțelurilor amintite, precum și a condițiilor de tratament termic și de exploatare. În acest sens, în funcție de călibilitate, se stabilesc dimensiunile maxime ale pieselor la care acestea se călesc pătruns, în vederea obținerii unei omogeneități de structură și proprietăți pe secțiune. În unele cazuri, de exemplu la călirea superficială, în funcție de călibilitate se aleg dimensiunile pieselor la care acestea se călesc la martensită numai pe o anumită adîncime [C3], [G3], [M5], [M6].

În concluzie, în anumite condiții dimensionale și de exploatare, călibilitatea este un criteriu care servește la alegerea oțelului, iar în cazul unui material dat, aceasta arată domeniul de folosire.

După cum se știe, călibilitatea este o caracteristică ce depinde de foarte mulți factori: compoziția chimică, mărimea grăunțelului cristalin, condițiile de călire și de răcire etc., fiind în acelaș timp sensibil, influențată de factorii metalurgici, chiar la aceeași marcă de oțel.

Deși influența acestor factori este mare la seria de oțeluri carbon de îmbunătățire, călibilitatea este redusă, diametrul critic de călire fiind 5...12 mm. Din acest motiv, cu toate că oțelurile carbon de îmbunătățire prezintă un bun complex de proprietăți mecanice, comparabil cu cel al oțelurilor aliate de îmbunătățire avînd aceeași cantitate de carbon, utilizarea acestora este relativ limitată din cauza călibilității reduse.

Pentru motivele expuse, și în sensul lărgirii domeniului de utilizare a oțelurilor carbon de îmbunătățire, s-au întreprins cercetări cu scopul măririi diametrului critic real.

În vederea analizării influenței TFMag asupra călibilității acestor oțeluri, în cadrul lucrării se folosește metoda călirii barelor cu diametre diferite. Metoda călirii frontale nu este aplicată, deoarece în condițiile acestei lucrări, ca mediu de răcire s-a utilizat o soluție apoasă de 10...15 % NaCl la temperatura de 20°C. Metoda călirii barelor cu diametre diferite prezintă avantajul determinării exacte a diametrului critic de călire în diferite medii și condiții de răcire, de la temperaturi ce depășesc cu puțin punctul A_{c3} .

6.4. Metode de determinare a temperaturii de călire.

Pentru determinarea temperaturii TFMag se ia ca bază legea legăturii dintre inducția magnetică B , intensitatea cîmpului \bar{H} și magnetizația \bar{M} [113], [112], [118]:

$$B = \mu_0 \cdot (\bar{H} + \bar{M})$$

în care μ_0 este permeabilitatea vidului.

///.

Deoarece, în intervalul de recristalizare, M este susceptibil la variația temperaturii, rezultă că permeabilitatea materialului, și deci și inductanța L a bobinei, se vor micșora așa cum rezultă din relația :

$$L = \mu \cdot \frac{4\pi W}{l} S$$

în care l este lungimea solenoidului ;

W - numărul de spire ;

S - aria.

În timpul tratamentului, tensiunea U fiind constantă, valoarea curentului de magnetizare, I_{CM} , va crește atunci când reactanța inductivă X_L se va micșora, și invers, așa cum se vede din relația :

$$I_{CM} = \frac{U}{\sqrt{R^2 + X_L^2}} \quad [A]$$

în care $X_L = \omega \cdot L = 2 \pi f \cdot L$.

Cu ajutorul acestei relații se determină precis poziția punctelor A_{c1} , A_{r1} , A_{c3} și A_{r3} , deoarece H va fi minim în starea feromagnetică și maxim în starea paramagnetică [66]. De asemenea, cu relația curentului eficace se poate determina precis temperatura corespunzătoare unui anumit raport între cantitatea G_α de ferită feromagnetică și cantitatea G_γ de austenită.

Pentru determinarea temperaturii și timpului de încălzire, pentru călire, se trasează curba variației în timp a curentului de magnetizare (fig.6.2).

Având în vedere influența temperaturii asupra diferitelor transformări de fază, curba admite interpretarea arătată în cele ce urmează. În punctul a, pe suprafața epruvetei, unde temperatura este mai ridicată decât în centru, începe transformarea perlitei în austenită.

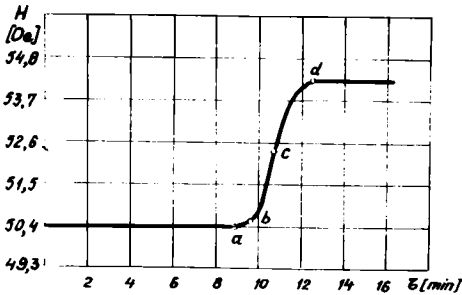


Fig. 6.2. Variația în timp a regimului electric al instalației TTMag.

și procesul de dizolvare a feritei libere în austenită, în straturile superficiale ale epruvetei. Incepând din acest moment, transformările $P \rightarrow A$ și $\alpha \rightarrow \gamma$ sînt stît de energice, încît pe curba de încălzire apare un palier, ca urmare a unui echilibru termic între consumul și aportul de căldură. De la b la c transformarea perlitei în austenită avansează de la suprafață spre centrul epruvetei, punctul c reprezentînd sfîrșitul transformării perlitei în austenită în miez. De la punctul c la d continuă dizolvarea feritei în austenită așa încît, în momentul corespunzător punctului d, oțelul este format numai din austenită.

O privire de ansamblu asupra transformărilor la încălzire arată că numai pe porțiunile a - b și c - d se produce cîte un singur gen de transformări, în timp ce pe porțiunea intermediară b - c transformările se suprapun.

6.5. Rezultatele obținute și interpretarea lor.

6.5.1. Considerații privind determinarea duratei de încălzire.

În vederea eliminării diferiților factori, care ar putea denatura rezultatele obținute la aplicarea TTMAG, s-a analizat

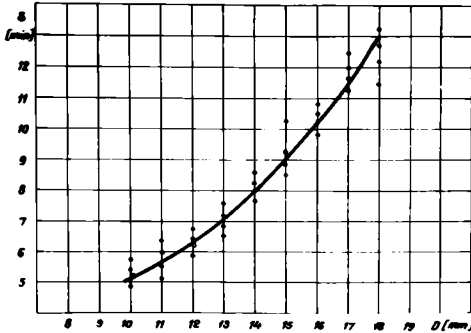


Fig.6.3 - Influența grosimii piesei asupra duratei de încălzire la oțelul carbon de calitate cu 0,38% carbon.

liniară de dimensiunea piesei. Așa se explică de ce metodele ingineresti, de determinare a duratei de încălzire, nu dau rezultate sigure la aprecierea acestora.

Formal, pentru stabilirea unei legături între durata de încălzire și dimensiunea piesei, se poate utiliza una din metodele

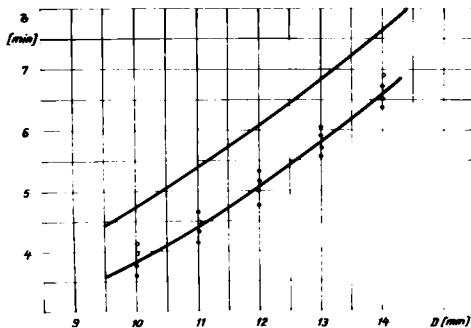


Fig.6.4 - Determinarea duratei reale de încălzire a pieselor cilindrice din oțel carbon de calitate cu 0,38 % C.

influența factorului dimensional și a compoziției asupra duratei de încălzire. Rezultatele obținute, în privința influenței factorului dimensional asupra duratei de încălzire, sînt prezentate centralizat în fig. 6.3, 6.4 și 6.5.

Se observă că, la aceeași compoziție (fig.6.3), timpul nu este funcție

analitice de prelucrare a datelor experimentale. După cum se observă din analiza diagramei din fig.6.4, la fiecare dimensiune a epruvetei, durata de încălzire efectivă, în general, nu coincide cu indicațiile date de o anumită relație analitică [G3]. Se explică aceasta prin influența fluctuațiilor

de compoziție, în privința mai ales a carbonului și manganului, asupra poziției reale a punctelor critice. De aceea s-a impus necesitatea unui termen echivalent cu durata menținerii la temperatura de tratament termic.

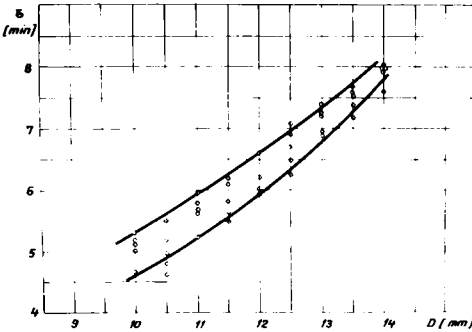


Fig. 6.5 - Influența compoziției și a factorului dimensional asupra duratei de încălzire a oțelurilor OLC 25...OLC 60.

de încălzire a oțelurilor carbon de îmbunătățire, în literatura de specialitate se prezintă o serie de relații care nu iau în considerare factorul compoziției chimice.

Pentru a analiza și acest aspect al duratei de încălzire, în fig. 6.5 sînt reprezentate rezultatele cercetărilor privind influența compoziției și dimensiunii pieselor asupra duratei de încălzire.

Analiza de ansamblu a acestor rezultate arată că nu se poate face abstracție de compoziția oțelului și că durata de încălzire nu poate fi exprimată numai prin intermediul unei singure mărimi - grosimea piesei.

Corelația $\tau = f(D)$ se exprimă printr-o fișie care se lărgeste cu micșorarea grosimii piesei. Această constatare coincide cu limitarea, impusă de literatura de specialitate, în privința domeniului de utilizare a formulelor de determinare a duratei de încălzire. Aparenta împrăștiere a rezultatelor, la aceeași grosime a

Grafic aceasta se exprimă printr-o curbă paralelă cu cea teoretică, așa cum se vede din fig. 6.4. Pentru toată seria de materiale utilizate, în condițiile expuse în lucrare, durata de încălzire depășește durata reală.

La determinarea duratei

piesei, este explicată prin influența pe care compoziția o exercită asupra poziției punctelor critice.

Analiza chimică și metalografică a tuturor materialelor încercate arată că, la o anumită grosime a piesei, durata de încălzire este cu atât mai mare, cu cât concentrația în carbon și mangan este mai redusă.

Din punctul de vedere al metodei de determinare a duratei de încălzire, afirmația de mai sus echivalează de fapt cu "creșterea grosimii piesei".

De aici mai rezultă că, la aplicarea metodelor ingineresti de determinare de încălzire, rezultate mai apropiate de realitate se pot obține dacă, în locul dimensiunii de calcul, s-ar introduce dimensiunea echivalentă - pentru concentrația în carbon și mangan respectivă (sensul noțiunii fiind cel din teoria similitudinii).

x

x x

S-a arătat anterior că, în încercările întreprinse în cadrul acestei lucrări, un neajuns în calculul duratei de încălzire este neglijarea factorului compoziției. Pentru elucidarea acestei probleme, în cele ce urmează se prezintă rezultatul încercărilor privind influența concentrației și a factorului dimensional asupra duratei de încălzire în câmp magnetic.

În cazul unei anumite valori a factorului dimensional se observă (fig. 6.6) că durata de încălzire pentru călire este independentă de concentrația în carbon numai când acesta depășește 0,45% C.

În condițiile diagramei de echilibru metastabil Fe-Fe₃C trebuie specificat că, pentru aceleași condiții dimensionale, temperatura sau durata de încălzire pentru călire sînt independente de compoziție numai când conținutul în carbon depășește concentrația

///.

eutectoidă. Așa dar, sub influența cîmpului magnetic, relația dintre compoziție și temperatură sau durata de încălzire pentru călire se deplasează spre concentrații mai reduse în carbon, influența specifică majorității elementelor de aliere care deplasează punctul eutectoid spre concentrații mai reduse în carbon și temperaturi mai coborîte. Unele aspecte ale acestei probleme au fost prezentate în cap.3.

În domeniul de concentrații pînă la 0,45 % C durata de încălzire pentru călire este cu atît mai mare cu cît concentrația în carbon este mai redusă. Dependența $\bar{t} = f(\% C)$ scapă literaturii de specialitate, deoarece diferitele relații de determinare a duratei de încălzire nu iau în considerare factorul concentrație și nici caracteristicile materialului (punctele critice). Avînd în vedere diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C se observă că, în acest domeniu de compoziție, curba relației

$\bar{t} = f(\% C)$ merge paralel cu linia GOS. Dacă se ia în considerare la calculul duratei de încălzire pentru călire și compoziția sau poziția punctului critic A_{C3}, durata reală de încălzire este mai redusă decît cea calculată, deoarece temperatura efectivă de încălzire pentru călire este mai redusă chiar decît temperatura teoretică, aceasta fiind plasată sub linia GOS din diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C.

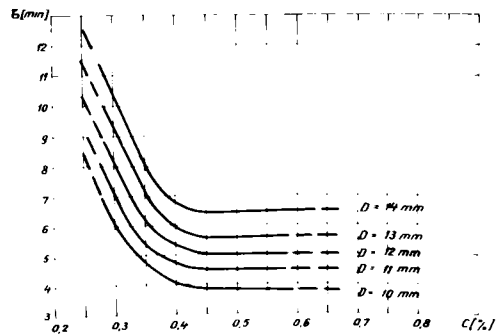


Fig.6.6 - Influența compoziției asupra duratei de încălzire.

Pentru a explica această influență a compoziției și cîmpului magnetic asupra duratei de încălzire, în lucrarea [C6] s-a arătat că,

la temperaturi puțin inferioare punctului A_2 , energia hysterezisului magnetic se repartizează numai pe faza feromagnetică - în cazul de față pe ferita liberă, dispusă insular, pe un fond austenitic. De la aproximativ 0,4 % C în sus, efectul localizării hysterezisului magnetic este atât de accentuat încât, practic, temperatura reală de încălzire pentru călire coboară la nivelul punctului A_{c1} . Se poate vorbi în acest caz de o **MASA CRITICĂ DE FERITA LIBERĂ** pentru care cîmpul magnetic realizează coincidența punctelor A_c, A_2, A_3 .

La concentrații în carbon < 0,4 % C, influența hysterezisului magnetic asupra temperaturii reale de călire se menține, aceea fiind totuși inferioară punctului Curie din sistemul metastabil Fe-Fe₃C. Cu alte cuvinte, în cîmp magnetic transformarea $\alpha \rightarrow \beta$ este evitată, adică din cauza hysterezisului magnetic, are loc o transformare directă $\alpha \rightarrow \gamma$.

Acest lucru este demonstrat și de alura curbei $\bar{\tau} = f(\%C)$ cînd concentrația în carbon este mai mică decît 0,4 % C.

O altă observație, ce rezultă din analiza diagramei (fig. 6.6), este cea referitoare la influența factorului dimensional asupra duratei de încălzire pentru călire. La aceeași compoziție, durata de încălzire pentru călire crește odată cu dimensiunile piesei.

Cu privire la domeniul de aplicare a relațiilor ingineresti de determinare a duratei de încălzire pentru călire, se observă că, la încălzirea în cîmp magnetic, durata este independentă de compoziție numai cînd concentrația în carbon este mai mare decît 0,4 % C.

Determinarea practică a duratei de încălzire pentru călire.

Intrucît determinarea temperaturii materialului cu metodele utilizate în prezent nu dă rezultate exacte, în această lucrare s-a luat în considerare funcția de traductor a instalației pentru TTMAG.

În cele ce urmează se prezintă rezultatele încercărilor efectuate pe materiale cu aceeași compoziție (0,537 % C), dar de mase diferite.

În cazul unei piese cu un anumit diametru se observă că, pînă la temperatura punctului critic A_1 , permeabilitatea magnetică, și deci curentul de magnetizare, variază neesențial, urmînd ca aceasta să crească și să se stabilizeze după strîngerea punctului critic A_2 (A_{c3}).

Ca durată și temperatură de încălzire în vederea călirii se consideră momentul și temperatura de la care curentul de magnetizare se stabilizează, ceea ce este în legătură cu austenitizarea completă a piesei.

Din analiza de ansamblu a cazurilor studiate, se observă că durata de încălzire este cu atît mai mică, cu cît dimensiunea piesei este mai mică.

Pentru a explica variația curentului de magnetizare înainte de atingerea punctului critic A_{c1} (fig.6.7), s-a procedat la analiza stării inițiale a materialului, deoarece aceasta influențează în mare măsură proprietățile fizice ale feromagneticeilor.

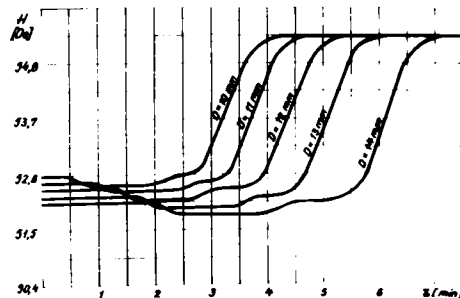


Fig.6.7 - Variația în timp a curentului de magnetizare.

Intrucît în starea de livrare materialele prezintă o serie de instabilități neprecizate, cauzate mai ales de temperatura de sfîrșit de laminare, precum și de condițiile de răcire după laminare, acestea au fost analizate microstructural și apoi supuse unui tratament termic de recoacere ($600^{\circ}\text{C}/1$ oră/cuptor) cu scopul

de a stabili influența temperaturii de recoacere asupra durității și gradului de ecruisare a materialului. Microstructurile tuturor materialelor cercetate în starea de livrare sînt prezentate în fig.6.8...6.13, iar influența temperaturii de recoacere asupra durității este redată în fig.6.14.

O primă concluzie ce rezultă din analiza acestei diagrame confirmă existența unor instabilități, a căror prezentă a fost semnalată mai sus. Se observă că, prin creșterea temperaturii în intervalul 250...650°C, duritatea scade de la 75,5 la 71 HRB, așa cum se întîmplă în cazul recoacerii materialelor ecruisate sau a materialelor prezentînd anumite instabilități introduse cu ocazia prelucrărilor anterioare.

Acest rezultat este deosebit de util la interpretarea diagramei din fig.6.7, din care rezultă variația curentului de magnetizare înainte de atingerea punctului critic A_{c1} . La introducerea piesei în cuptor nivelul instabilităților structurale este maxim, așa încît permeabilitatea magnetică a materialului este mai redusă decît la temperaturi ceva mai înalte, dar mai mici decît temperatura punctului critic A_{c1} , cînd instabilitățile structurale sînt total eliminate datorită proceselor de difuziune.



Fig.6.8 - Oțel cu 0,28 % C în starea de livrare. Atac Nital 3 % (340 : 1).

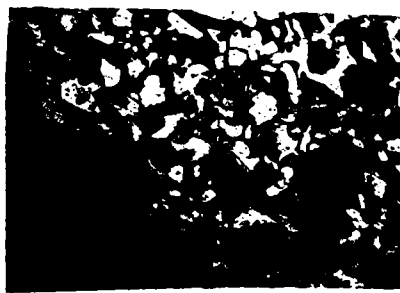


Fig.6.9 - Oțel cu 0,35 % C în starea de livrare. Atac Nital 3 % (340 : 1).

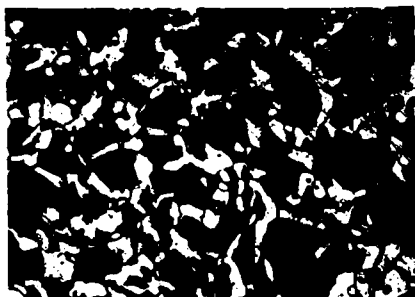


Fig.6.10 - Oțel cu 0,45 % C în starea de livrare. Atac Nital 3 % (340 : 1).

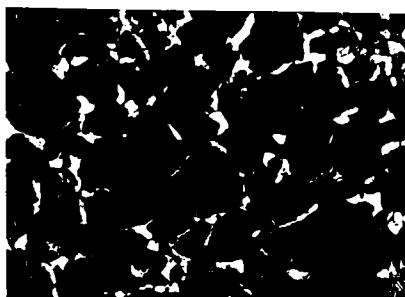


Fig.6.11 - Oțel cu 0,50 % C în starea de livrare. Atac Nital 3 % C (340 : 1).

Analiza de ansamblu a tuturor microstructurilor arată că materialele prezintă structuri tipice de oțel hypoeutectoid, formate din ferită preeutectoidă și perlită. Având în vedere și compoziția chimică, se observă că raportul dintre cantitățile de ferită liberă și perlită este mai mic decât cel indicat de diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C.

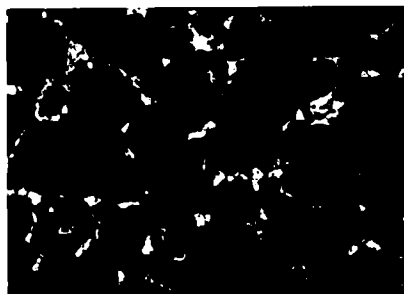


Fig.6.12 - Oțel cu 0,54 % C în starea de livrare. Atac Nital 3 % (340 : 1).

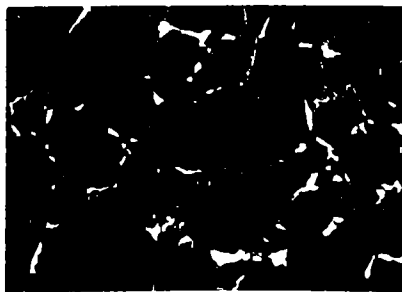


Fig.6.13 - Oțel cu 0,60 % C în starea de livrare. Atac Nital 3 % (340 : 1).

Acest fapt este consecința condițiilor de răcire după laminare, când, din cauza subrăcirii respective, perlita se formează la o concentrație în carbon mai redusă comparativ cu cea indicată de diagrama de echilibru. Acest lucru se observă mai ales la oțelul cu

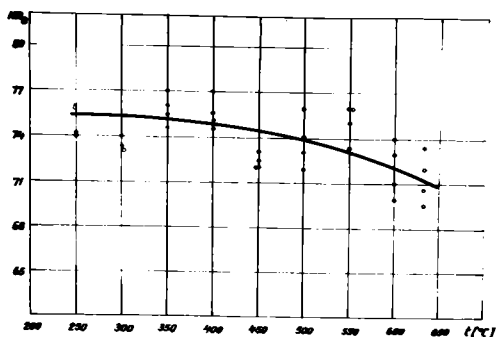


Fig.6.14 - Influența temperaturii de recoacere asupra durității oțelului OLC 55.

și dimensiuni diferite, s-a observat o variație a curentului de magnetizare în funcție de masa de material supusă încălzirii și de compoziția acestuia.

Acest lucru se observă din diagramele din fig.6.15 și fig. 6.16 unde se reprezintă influența grosimii materialului și a compoziției asupra curentului de magnetizare în momentul încercării cup- torului.

Din analiza acestor diagrame se desprinde concluzia că intensitatea curentului de magnetizare este cu atât mai mică cu cât masa, respectiv grosimea pieselor, este mai mare și cu cât concentrația în carbon este mai mică.

Se explică această influență a grosimii materialului și a compoziției asupra curentului de magnetizare prin modificarea permeabilității magnetice a materialului aflat în câmp.

Diagrama din fig.6.15 sugerează ideea utilizării instalației pentru TTMag la determinarea grosimii echivalente a pieselor supuse încălzirii. Tot în această ordine de idei, trebuie menționată și posibilitatea instalației TTMag de a putea fi utilizată la deter-

0,60 % C. La acestea ar trebui ca ferita liberă să se prezinte sub formă de rețea continuă la marginile foștilor grăunți de austenită, în timp ce, în condițiile reale de răcire după laminare, rețeaua este întreruptă și abia schițată.

Cu ocazia determinării duratei de încălzire la materialele cu compoziții

minarea durității, cînd compoziția și masa sînt factori cunoscuți. Acest lucru rezultă din compararea diagramelor din fig. 6.16 și 6.17 în care se observă aceeași natură a influenței compoziției asupra curentului de magnetizare și durității.

Influența asupra intensității curentului de magnetizare a stării inițiale și compoziției, pentru toate materialele utilizate, este ilustrată în fig. 6.16. Se observă că intensitatea curentului de magnetizare crește paralel cu concentrația în carbon, dependența avînd un pronunțat caracter linear pentru domeniul de compoziții analizat.

Curba A s-a determinat pentru materialele aflate în starea de livrare - ecrusare; iar curba B - pentru materialele recape sub punctul critic A_{c1} . Pentru cazurile analizate se observă, fără excepție, că eliminarea unor instabilități structurale duce la scăderea intensității curentului de magnetizare. Așa se

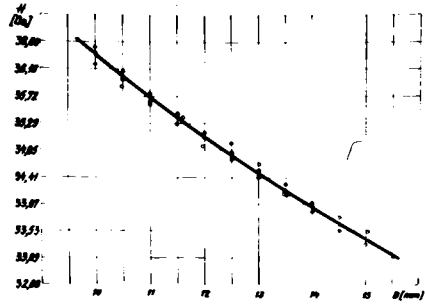


Fig. 6.15. Influența grosimii piesei asupra curentului de magnetizare.

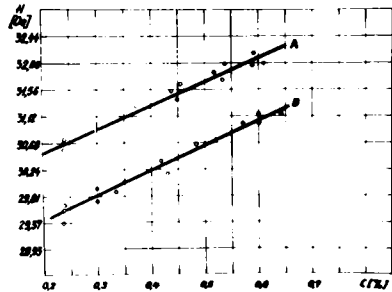


Fig. 6.16. Influența compoziției și stării structurale asupra curentului de magnetizare.

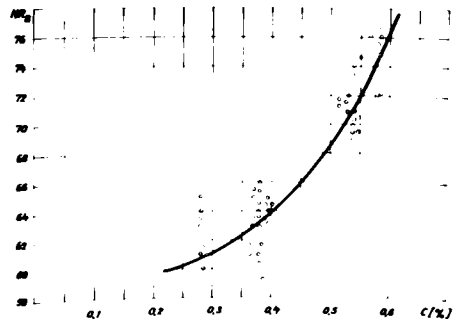
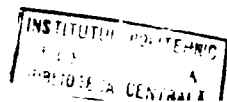


Fig. 6.17. Influența compoziției asupra durității oțelurilor carbon de îmbunătățire.

//.



explică de ce la unele funcții $\Pi = f(\zeta)$, în cursul încălzirii, la temperaturi inferioare punctului critic A_{c1} , intensitatea curentului de magnetizare scade pînă la valoarea specifică stării de recoacere.

Această problemă, asociată cu alte cazuri de influență a stării materialului asupra intensității curentului de magnetizare, constituie o altă direcție de cercetare în cazul TTMag.

x

x x

În vederea stabilirii eficienței TTMag, în privința influenței cîmpului asupra duratei de încălzire, în cursul cercetărilor s-a impus necesitatea abordării unei probleme complementare și anume, stabilirea unei baze de comparație a rezultatelor obținute.

Pentru atingerea acestui scop s-a procedat la cîlirea materialelor în absența cîmpului magnetic, temperatura și durata de austenitizare fiind cele stabilite la TTMag. Pentru toate materialele s-a constatat că, în absența cîmpului magnetic, acestea nu se călesc. Din acest motiv s-a procedat la schimbarea bazei de comparație, epruvetele fiind supuse cîlirii clasice. În consecință, epruvetele au fost cîlrite de la temperatura indicată în standardele de materiale, iar timpul, pentru această a doua serie de încercări, a fost cel stabilit la TTMag. Și la această nouă serie de încercări s-a constatat că, din cauza timpului insuficient de încălzire și omogenizare a austenitei, piesele nu se călesc la martensită. De menționat că, în cazul acestor încercări preliminare, temperatura cuptorului a fost cu 50°C mai mare decît temperatura de cîlire.

Pentru motivele arătate s-a impus necesitatea cîlirii materialelor în condițiile obișnuite, temperatura fiind cea indicată în standardele de materiale, iar durata de încălzire plus menținere fiind cea determinată cu formulele inginerești.

//.

Inițial, pentru precizarea condițiilor de călire la marten-
sită, s-a luat un oțel cu călibilitatea redusă, cu 0,38 % C. Rezultatele
obținute cu timpul de încălzire calculat, pe epruvete cu $D = 9,10$ și



Fig.6.18. Oțel cu 0,38 % C
 $D = 9$ mm, călit clasic/apă
 20°C . Atac Nital (340:1).

11 mm sînt arătate în fig.6.18,
6.19 și 6.20.

În aceste trei cazuri se observă
că durata de încălzire calculată
este inferioară duratei reale,
dovadă fiind temperatura insufi-
cientă a încălzire a piesei și
prezența feritei libere preeutec-
toide în structură.



Fig.6.19. Oțel cu 0,38 % C
 $D = 10$ mm călit clasic/apă
 20°C . Atac Nital (340:1).

La epruvetele cu $D < 10$ mm (fig.
6.18), structura este formată din
ferită liberă și martenită, în timp
ce la epruvetele cu $D = 11$ mm (fig.
6.20) din cauza factorului dimen-
sional, austenita nu s-a transfor-
mat în martenită, ci în produse de
tip perlitic.

Pentru a vedea influența cîmpului
magnetic asupra călibilității, în

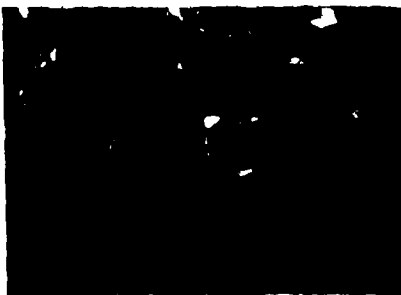


Fig.6.20. Oțel cu 0,38 % C
 $D = 11$ mm călit clasic/apă
 20°C . Atac Nital (340:1).



Fig.6.21. Oțel cu 0,38 % C, $D = 10$ mm,
călit TTMag/sol. 10 % NaCl/ 20°C .
Atac Nital 3 % (340:1).

..//.

fig.6.21 se prezintă structura unei epruvete cu $D = 10$ mm, călită în condițiile TTMag, temperatura fiind mult mai coborâtă decât cea clasică - 770°C . Structura este formată din martensită aciculară fină. Cazul limită a acestei serii de epruvete, adică structura corespunzătoare diametrului critic al epruvetei călite complet la martensită - miezul fiind constituit 100 % din martensită - este arătat în fig.6.22. Călirea s-a

făcut riguros de la nivelul punctului A_{c3} , cu o durată de menținere de 1 minut. Diametrul critic real, în sensul definit de literatura de specialitate, s-a obținut cu o epruvetă cu $D=14$ mm (fig.6.23). Structura acestui material în miez este constituită din 50 % martensită și 50 % troostită. Din încercările preliminare de pînă acum se observă că, în privința stabilirii duratei de încălzire, este justificată remarcă formulată în literatura de specialitate, cînd se afirmă că [G3] ... "duratele de încălzire" a pieselor, obținute prin oricare dintre metodele de calcul arătate, sînt totuși orientative și pot fi folosite la calculul productivității diferitelor aparate, la determinarea prealabilă a duratei de încălzire, avîndu-se în vedere numeroasele simplificări făcute pentru a ușura folosirea calculelor și pentru a se



Fig.6.22. Oțel cu 0,38 % C, $D=13$ mm, călit TTMag/sol.10 % NaCl/ 20°C . Atac Nital 3 % (340:1).

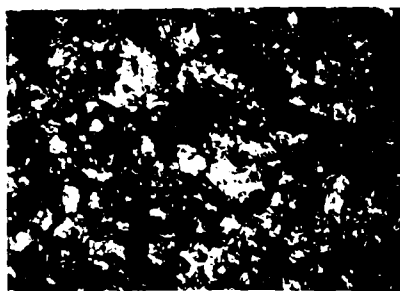


Fig.6.23. Oțel cu 0,38 % C, $D=14$ mm, călit TTMag/sol.10 % NaCl/ 20°C . Atac Nital 3% (340:1).

introduce pe scară mare aceste metode în practică. Totuși durata exactă de încălzire calculată trebuie să se verifice experimental și să se introducă corecțiile corespunzătoare în caz de nevoie.

Având în vedere mecanismul TFMag de călire la martensită, diagrama de echilibru metastabil Fe-Fe₃C, precum și transformările magnetice ale fazei preeutectoide, în următoarea etapă s-a procedat la efectuarea unor încercări cu scopul de a stabili limita reală de călire TFMag de la nivelul punctului critic A_{c3} (A₂) a seriei de oțeluri hipoeutectoide.

S-a constatat astfel că, pentru oțelurile hipoeutectoide cu mai puțin de 0,35 % C nu mai există coincidența punctelor cri-

tice A₂-A_{c3} la încălzire. Aceasta se explică prin faptul că energia hysterezisului magnetic, concentrată pe ferita feromagnetică insulară, este insuficientă ridicării temperaturii acesteia peste punctul critic A_{c3}.

Prin încălzire, de exemplu, a unui oțel cu 0,28 % C de la nivelul punctului A₂, structura după călirea la martensită este constituită din ferită liberă și martensită (fig.6.24). De aici rezultă necesitatea încălzirii oțelului cel puțin la nivelul punctului A_{c3}. Același oțel, călit clasic de la temperatura indicată în standardele de materiale și încălzit în condițiile date în literatura de specialitate are o structură asemănă-



Fig.6.24. Oțel cu 0,28 % C
D = 12 mm, călit TFMag/
sol.10 % NaCl/20°C. Atac
Nital 3 % (340:1).



Fig.6.25. Oțel cu 0,28 % C,
D = 12 mm, călit clasic/apă
20°C. Atac Nital 3 % (340:1).

toare - ferită liberă plus marten-
sită (fig.6.25).

Verificarea celor afirmate s-a făcut
prin aplicarea TTMag la un oțel cu
concentrație în carbon mai mare de-
cât 0,35 % C - (0,58 % C). Călirea
s-a făcut chiar de la nivelul punctu-
lui critic A_{c3} . Se observă că se ob-
ține în structură numai martensită,
chiar mai fină decât a unui oțel cu
conținut mai redus în carbon,
(0,38 % C, fig.6.19). Structura, în

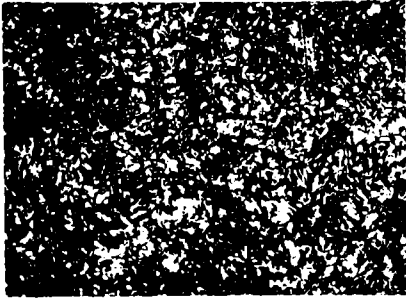


Fig.6.26.Oțel cu 0,58 % C,
D = 12 mm călit TTMag/
sol.10 % NaCl/20°C. Atac
Nital 3 % (340:1).

afară de martensită, conține și austenită reziduală (fig.6.26).

Pentru a compara caracteristicile martensitei, obținute la
călirea în câmp magnetic, cu caracteristicile celei obținute prin
călire clasică, în figurile 6.27, 6.28 și 6.29 se reprezintă micro-
structuri pentru oțel cu 0,383 % C.

Pentru epruvete cu D = 11 mm, călite TTMag, se obține o martensită
aciculară fină. Pentru aceiași material, în cazul unor epruvete cu
diametrul egal cu cel critic ($D_{cr} = 14$ mm) călirea s-a efectuat fără
supraîncălzire și supramenținere, de la nivelul punctului critic A_{c3} .
Din compararea microstructurilor (fig.6.27 și 6.28) rezultă că

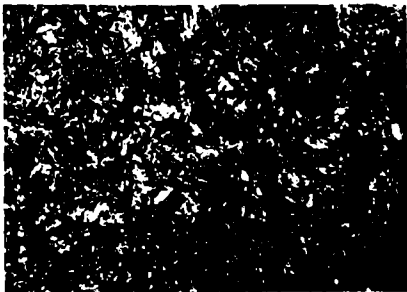


Fig.6.27.Oțel cu 0,383 % C
D = 11 mm, călit TTMag/sol.
10 % NaCl/20°C. Atac Nital
3 %, (340:1).



Fig.6.28.Oțel cu 0,383 % C
D = 14 mm, călit TTMag/sol.
10 % NaCl/20°C. Atac Nital 3 %, (340:1).

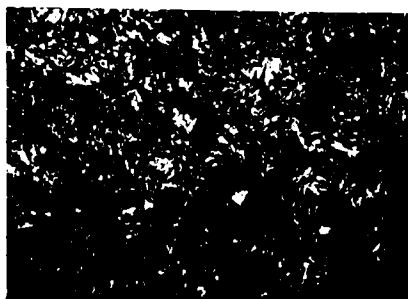


Fig.6.29. Oțel cu 0,383 % C
D = 10 mm, călit clasic/apă
20°C. Atac Nital 3 % (340:1).



Fig.6.30. Oțel cu 0,54 % C
D = 14 mm, călit clasic/sol.10 %
NaCl 20°C. Atac Nital 3 % (340:1).

suprimarea supraîncălzirii poate duce la apariția în structură a feritei libere, și deci la defectul "pete moi". Defectul este consecința condițiilor nefavorabile difuziunii și anume, o temperatură mai coborâtă de austenitizare.

La același oțel călit clasic, diametrul critic - $D_{cr} = 10$ mm, structura fiind formată în majoritate din martensită tetragonală. Pentru a verifica suplimentar cele afirmate cu privire la condițiile de răcire pentru călire, s-a mai efectuat o serie de încercări prin răcirea pieselor încălzite clasic într-un mediu drastic de răcire, utilizat la călirea TIMAG, soluția apoasă de 10...15 % NaCl. Epruvetele din oțel carbon, încălzite și răcite în condițiile expuse, cu prezentat la răcire fisuri cauzate de tensiuni interne de natură termică (fig.6.30). Aceasta este o dovadă în plus că martensita obținută prin TIMAG este mai plastică decât martensita obținută la călirea clasică.

6.5.2. Considerații privind puterea de rezoluție a instalației pentru TIMAG.

Cercetările efectuate în cadrul acestei lucrări au arătat că intensitatea curentului de magnetizare, în momentul introducerii piesei în cuptor, are o anumită valoare ce depinde de grosimea piesei,

//.

la o compoziție constantă. Această observație sugerează ideea introducerii noțiunii de "diametru echivalent", noțiune ce este luată în considerare la aprecierea duratei de încălzire cu ajutorul unei formule.

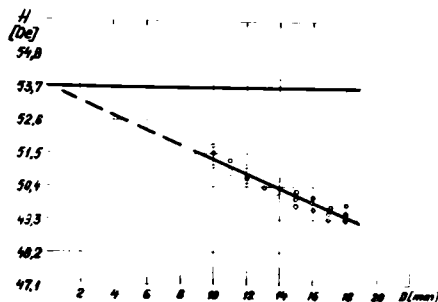


Fig.6.31. Influența grosimii piesei asupra curentului de magnetizare (oțel cu 0,36 % C).

Pentru determinarea acestuia se folosesc datele diagramei din fig.6.31. În acest scop piesa, de o formă oarecare, executată dintr-un material cu compoziție cunoscută se introduce în cuptor și se citește intensitatea curentului de magnetizare când temperatura acestuia este 20°C. Diametrul corespunzător acestui curent este "diametrul echivalent".

Incercările efectuate în cadrul acestei lucrări arată că rezultatele obținute prin aplicarea formulei :

$$\bar{I}_{inc} = 0,1 \cdot K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot D_1 \quad (\text{min.}) \quad [G3]$$

în care D_1 - caracteristica dimensională a piesei care se încălzește, în mm ;

K_1 - coeficient de formă ;

K_2 - coeficient de mediu ;

K_3 - coeficient de uniformitate a încălzirii ;

sînt mult mai apropiate de realitate prin introducerea valorii "diametrului echivalent" drept caracteristică dimensională.

Din examinarea diagramei din fig.6.31 mai rezultă că, pentru un aparat de măsură, caracterizat printr-o clasă de precizie, există o valoare minimă a masei piesei pentru care se poate trasa în condiții bune corelația $H = f(D)$. De exemplu, pentru un aparat cu clasa

de precizie 0,5, această valoare minimă a masei feromagnetice este de 0,003 kg.

Intrucât este de așteptat ca valoarea curentului de magnetizare să fie influențată de valoarea masei feromagnetice, precum și de compoziție, în diagrama din fig. 6.32 se prezintă centralizat

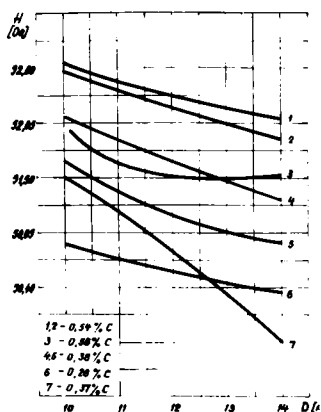


Fig. 6.32. Influența compoziției și a masei asupra curentului de magnetizare.

influența acestor doi factori asupra intensității curentului de magnetizare la începutul perioadei de încălzire. În cazul unei anumite compoziții se observă că, în general, curentul de magnetizare scade când masa feromagnetică (grosimea plăcii) scade. O altă concluzie ce rezultă din analiza diagramei (fig. 6.32) este că, la aceeași masă feromagnetică (cementită plus ferită), intensitatea curentului de magnetizare crește odată cu conținutul în carbon. Aceasta se explică prin faptul că, prin creșterea concentrației în carbon, raportul maselor de ferită și cementită se reduce și prin aceasta se micșorează și permeabilitatea magnetică a materialului de încălzit. Excepțiile de la această regulă sînt consecința influenței stării inițiale asupra permeabilității magnetice a materialului.

Pentru verificarea afirmației de mai sus, s-a procedat la analiza metalografică și la determinarea durității materialelor cu diferite concentrații în carbon, în starea de livrare.

6.5.3. Influența cîmpului magnetic asupra călibrității oțelurilor carbon de îmbunătățire.

În literatura de specialitate nu există date suficiente cu

privire la călibilitatea oțelurilor carbon hipoeutectoide, călitate de la temperaturi puțin superioare punctului critic A_{C2} , în condiții stricte de supraîncălzire și supramenținere. De aceea, în cele ce urmează se prezintă rezultatele cercetărilor privind influența câmpului magnetic și a compoziției asupra diametrului critic, determinată în condițiile expuse mai sus.

Din diagramă (fig. 6.33) se observă că diametrul critic este o funcție de compoziție, acesta fiind cu atât mai mare cu cât și concentrația în carbon este mai mare.

Această dependență dintre factorii amintiți se poate explica numai

luând în considerare factorul structural, influența câmpului asupra difuziunii, influența câmpului magnetic asupra coeficientului de difuziune și condițiile concrete de tratament termic expuse în această lucrare, în deosebi cele în legătură cu temperatura și timpul de austenitizare.

Creșterea diametrului critic odată cu concentrația în carbon se explică printr-o durată efectivă de omogenizare a austenitei mai mică, comparativ cu oțelurile cu mai puțin carbon. Drumul mijlociu parcurs de carbon în timpul omogenizării este mai mic, când raportul maselor de ferită liberă și perlită este mai redus, deci, când concentrația în carbon crește.

În comparație cu alte rezultate din literatura de specialitate, rezultatele obținute până acum justifică continuarea cerce-

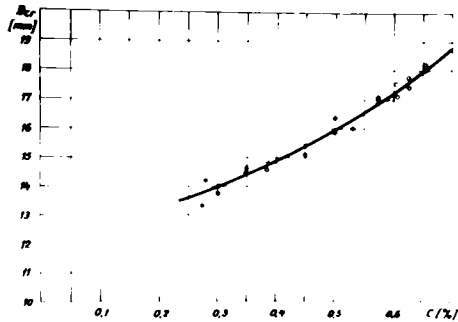


Fig. 6.33. Influența compoziției asupra diametrului critic la TTMAG.

///.

tărilor, deoarece este evident că rezervele de îmbunătățire ale proprietăților aliajelor nu sînt epuizate.

C o n c l u z i i

Cercetările efectuate în cadrul acestui capitol duc la următoarele concluzii :

- Tratamentele termomagnetice pot fi aplicate la toată seria oțelurilor carbon de îmbunătățire (OIC 25...OIC 60).

- Limita reală a aplicării TTMag este deplasată față de cea teoretică, din punct de vedere al călibilității, spre concentrații mai reduse în carbon și anume spre $C = 0,35 \%$.

- Din punct de vedere al călibilității, câmpul magnetic acționează ca și elementele care măresc stabilitatea relativă a austenitei, de unde rezultă și posibilitatea limitării domeniului de utilizare a acestora.

- S-a stabilit o dependență între compoziția și diametrul critic real în sensul că acesta crește odată cu concentrația în carbon.

- Câmpul magnetic duce la creșterea diametrului critic real cu cea 80 %.

- Câmpul magnetic exercită aceeași influență asupra diametrului critic ca și ridicarea temperaturii de călire sau mărirea timpului de austenitizare.

- Martensita obținută la TTMag este mai plastică, comparativ cu cea obținută prin călire clasică, motiv pentru care, la călire, se elimină total rebaturile cauzate de fisuri de natură termică și structurală.

- Instalația TTMag poate fi folosită ca traductor pentru determinarea temperaturii și duratei de încălzire, motiv pentru care se poate renunța la mijloacele curente de determinare a temperaturii de încălzire, precum și la încercările necesare determinării duratei

de încălzire.

- Încălzirea în câmp magnetic permite reducerea temperaturii și duratei de încălzire, iar prin aceasta TTMag devine mai economic decât cel clasic.

- Prin mărirea diametrului critic se mărește domeniul de utilizare a oțelurilor carbon de calitate pentru îmbunătățire.

- Rezultatele obținute arată că rezervele de călibilitate ale oțelurilor carbon de îmbunătățire (OIC 25...OIC 60) nu sînt epuizate.

7. ASPECTE ECONOMICE ALE TRATAMENTULUI TERMIC- MAGNETIC

Pentru a aprecia avantajele economice, ce rezultă din aplicarea TTMag, au fost luați în considerare factorii care influențează direct sau indirect eficiența noului tratament.

O primă sursă de economii rezultă din obținerea unui complex mai bun de proprietăți mecanice, comparabil cu al oțelurilor aliate de îmbunătățire, motiv pentru care, în locul acestora, se pot utiliza oțelurile carbon de îmbunătățire.

A doua sursă de economii este în legătură cu influența favorabilă a câmpului magnetic asupra călibrității. Prin mărirea, deci, a diametrului critic real se mărește domeniul de utilizare al oțelurilor carbon și, în consecință, se restrânge cel al oțelurilor aliate. În ambele cazuri, economiile ΔE_1 se exprimă în funcție de costul unitar al oțelului aliat C_0 , costul unitar al oțelului carbon C_1 și cantitatea de oțel folosită K :

$$\Delta E_1 = (C_0 - C_1) \cdot K \quad (7.1)$$

Un alt avantaj economic al TTMag este legat de mărirea productivității instalației prin mecanismul suprimării totale a supramenținerii. Considerând numai acest aspect, economiile ΔE_2 , ce provin din reducerea ciclului de tratament termic, depind de timpul efectiv necesar τ_0 pentru prelucrarea cantității M de piese prin aplicarea tratamentului clasic și de timpul efectiv necesar τ_1 pentru prelucrarea aceleiași cantități de piese prin TTMag :

$$\Delta E_2 = \frac{A}{60} (\tau_0 - \tau_1) \quad (7.2)$$

În această relație, A reprezintă amortizarea și cheltuielile de întreținere, reparații și exploatare, ce revin pe ora

de funcționare a instalației.

Spre deosebire de tratamentele termice clasice, la TTMAG se reduc pierderile prin oxidare și decarburare și de asemenea, se reduce deformarea și strimbarea, motiv pentru care se reduce consumul specific de aliaje și durata prelucrării efective. Rezultă de aici, imediat, creșterea productivității muncii, care constituie o altă sursă de economii. Notând cu ζ_2 timpul unitar necesar prelucrării unui produs prin metode clasice, cu ζ_3 timpul unitar pentru prelucrarea unui produs prin metoda TTMAG, prin $\sqrt{\quad}$ salariul tarifar pe unitate de timp, prin x_1 cota salariilor suplimentare, prin x_2 cota contribuțiilor pentru asigurările sociale și prin n_1 numărul unităților de producție, creșterea de economii ΔE_3 , care are la origine reducerea timpului unitar, este:

$$\Delta E_3 = n_1 (\zeta_2 - \zeta_3) \cdot \sqrt{\quad} \cdot \left(1 + \frac{x_1}{100}\right) \left(1 + \frac{x_2}{100}\right) \quad (7.3)$$

Alte avantaje ale TTMAG provin din suprimarea totală a rebuturilor, deoarece la acest tratament se elimină total pericolul de fisurare, riscul de subcălire, supramenținere sau supraîncălzire. Economii ΔE_4 ce rezultă în acest caz, se determină cu relația :

$$\Delta E_4 = C_2 \cdot n_2 - C_3 \cdot n_3 \quad (7.4)$$

C_2 și C_3 reprezintă prețul de cost al tratamentului pe unitatea de producție, inclusiv influența rebuturilor, la tratamentul termic clasic - respectiv tratamentul termomagnetic;

n_2 și n_3 reprezintă numărul de repere rebutate la tratamentul termic clasic - respectiv TTMAG.

Dacă se consideră simultan noua instalație pentru TTMAG, durata tratamentului termic, precum și rebuturile, va rezulta o economie ΔE_5 ce se poate determina cu relația :

$$\Delta E_5 = n_4 \cdot (A_0 + x_3) \frac{C_0}{60} - n_5 (A_1 + x_4) \cdot \frac{C_1}{60} \quad (7.5)$$

n_4 și n_5 reprezintă numărul de repere bune, rezultate prin aplicarea tratamentului clasic-respectiv TTMAG A_0 și A_1 reprezintă amortizarea cheltuielilor pentru întreținerea și reparații, inclusiv cheltuielile pentru energia electrică, ce revin pe ora de funcționare a cuptorului obișnuit pentru tratamente termice - respectiv a instalației pentru TTMAG;

x_3 și x_4 sînt cheltuielile pentru salarii, inclusiv CAS, pe ora de funcționare a cuptorului obișnuit pentru tratamente termice - respectiv pentru instalația TTMAG.

În afară de aceste principale aspecte economice ale TTMAG amintim și economiile ce ar rezulta din cuplarea unei instalații TTMAG cu un cuptor clasic cu scopul construirii unei unități funcționale în care cuptorul clasic are rolul de a încălzi piesa pînă în vecinătatea punctului A_{c1} , în timp ce instalația TTMAG urmează să aibă rolul numai de a încălzi piesa în intervalul punctelor critice $A_{c1}-A_{c3}$.

S. C O N C L U Z I I

8.1. Contribuții în domeniul teoriei tratamentelor termice și termomagnetice

1. S-a conceput, construit și experimentat un nou tip de instalație TTMAG în câmpuri magnetice slabe, aplicabilă la oțelurile carbon hipoeutectoide.
2. Cu privire la influența câmpului magnetic asupra parametrilor regimului de tratament termic, în prezenta lucrare s-au stabilit următoarele :

- temperatura de călire poate fi coborâtă la nivelul punctului critic (A_{C3}) așa încât, în raport cu temperatura recomandată pentru călire, reducerea acesteia este de $70...90^{\circ}\text{C}$. În cazul călirii de la temperatura punctului critic A_{C3} reducerea temperaturii este și mai pronunțată : $130...160^{\circ}\text{C}$;

- datorită funcției de traductor a instalației TTMAG, timpul de încălzire poate fi determinat precis chiar și în cazul pieselor cu secțiuni variabilă. Comparativ cu timpul de încălzire determinat prin metodele analitice și empirice cunoscute, timpul efectiv de încălzire la TTMAG este mai redus.

Din cele arătate rezultă că, în condițiile aplicării TTMAG, se elimină supraîncălzirea, supraîntinerrea precum și dezavantajele cauzate de acestea, concomitent cu economicitatea tratamentului în câmp magnetic față de cel clasic.

3. S-a precizat temperatura de dezorientare. Din influența câmpului magnetic asupra temperaturii de dezorientare rezultă :
- oportunitatea completării tabloului actual al clasificărilor oțelurilor, după diferite criterii, prin luarea în considerare și a criteriului texturii intragranulare ;

- necesitatea precizării și reformulării temperaturii de călire la oțelurile cu textură intragranulară călite clasic, de unde rezultă imediat necesitatea de a completa actuala definiție a temperaturii de călire din punctul de vedere al celor afirmate anterior.

4. Rezultatele, privind influența câmpului magnetic asupra complexului de proprietăți mecanice, confirmă ipotezele formulate în alte lucrări, referitoare la eficacitatea tratamentelor termice în câmpuri de forță, în general și în câmp magnetic, în special.
5. Influența TT_{Mag} asupra complexului de proprietăți mecanice se exprimă diferențiat, în funcție de scopul urmărit. Astfel, prin călire TT_{Mag} la martensită se obțin proprietăți mecanice caracteristice unui tratament termic dublu de călire clasică la martensită și detensionare. S-a precizat, pe lângă aceasta, că limita concentrației în carbon, pînă la care martensita este plastică, este mai ridicată decît în cazul oțelurilor călite clasic.

Prin recoacere TT_{Mag} se îmbunătățește complexul de proprietăți mecanice chiar și în raport cu datele din literatură referitoare la oțelurile carbon pentru îmbunătățire normalizate obișnuit.

În privința normalizării TT_{Mag} efectul este mai important mai ales în cazul indicilor de plasticitate, prin aceasta normalizarea în câmp magnetic se apropie de îmbunătățirea clasică.

6. S-a precizat compoziția oțelurilor carbon de îmbunătățire pînă la care, în timpul călirii la martensită, transformarea austenitei în martensită este urmată imediat de revenirea acesteia.
 7. În lucrare se aduce o contribuție privind metalografia magnetică a materialelor polinare și polifazice, parțial sau total feromagnetice, aflate în diferite stări de echilibru metastabil.
 8. S-a stabilit o dependență între compoziție și diametrul critic real, în sensul că acesta crește odată cu concentrația în
- .//.

carbon.

9. Din punct de vedere al călibilității, câmpul magnetic acționează ca și elementele care măresc stabilitatea relativă a austenitei, de unde rezultă și posibilitatea limitării domeniului de utilizare al acestora.
10. Câmpul magnetic exercită aceeași influență asupra diametrului critic ca și ridicarea temperaturii de cǎlire sau mǎrirea timpului de austenitizare.
11. Rezultatele obținute duc la concluzia cǎ rezervele de sporire a valorilor complexului de proprietăți mecanice nu sînt epuizate nici în cazul TTMag, motiv pentru care din această lucrare reiese necesitatea continuării cercetărilor în acest domeniu de mare perspectivă.

8.2. Contribuții în domeniul aplicativ

1. Tratamentul termomagnetic (TTMag) poate fi aplicat la toată seria oțelurilor carbon de îmbunătățire - OLC 25...OLC 60.
2. Instalația TTMag poate fi folosită ca traductor pentru determinarea temperaturii și duratei de încălzire, motiv pentru care se poate renunța la mijloacele curente de determinare a temperaturii de încălzire precum și la încercările necesare determinării duratei de încălzire.
3. Martensita obținută la TTMag este mai plastică, comparativ cu cea obținută prin cǎlire clasică, motiv pentru care la cǎlire se elimină total rebeturile cauzate de fisuri de natură termică și structurală.
4. La materialele polinare și polifazice metalografia magnetică permite diferențierea clară a constituenților metalografiei la oțelurile aflate în diferite stări structurale. Spre deosebire de analiza microstructurală - obișnuită, metalografia

magnetică permite punerea în evidență a austenitei reziduale, la oțelurile călite și aprecierea cantității acesteia.

5. Folosind aceleași condiții optime la microscopul metalografic optic, metalografia magnetică permite determinarea, fără analize suplimentare, a naturii fazelor în diferite stări structurale. Astfel, ferita se identifică clar diferențindu-se clar de martensită și austenită reziduală.

6. Metalografia magnetică și metoda de cercetare a structurii cu reactivi clasici sînt complementare, dar magnetometalografia se poate aplica fără un atac prealabil special, caracterizîndu-se prin sensibilitate, eficacitate, simplitate, productivitate.

În lucrare se face precizări privind pregătirea materialelor în vederea aplicării metalografiei magnetice.

7. Limita reală a aplicării TTMAG este deplasată față de cea teoretică, din punct de vedere al călibrității, spre concentrații mai reduse în carbon.

8. Cîmpul magnetic duce la creșterea diametrului critic real cu aproximativ 80 %.

9. Prin mărirea diametrului critic real se mărește domeniul de utilizare al oțelurilor carbon de calitate pentru îmbunătățire.

10. Rezultatele obținute pînă în prezent, prin aplicarea TTMAG, la oțelurile carbon de calitate, pentru îmbunătățire, sugerează ideea extinderii imediate a cercetărilor și la oțelurile aliate de îmbunătățire.

11. Comparativ cu tratamentul termic clasic, tratamentul în cîmp magnetic este mai economic, deoarece permite mărirea productivității instalației TTMAG, reduce consumul specific de materiale, elimină total rebaturile prin fisurare, reduce deformările, strîmbările și rebaturile cauzate de supraîncălzirea, supra-menținerea sau subcălire.

B I B L I O G R A F I E

A

- [1] Aldrich, B.M., Ferromagnetism and the Curie-Point, Oklahoma Eng. Exp. 19/Märtz 1952/53o.
- [2] Assonov, A.D., Razvitie tehnologii termiceskoi obrabotki, Metallovedenie, nr.8, 1965.
- [3] Aczel, O., Bozan, C., Dislocațiile și frecarea internă la metale, Editura Facla, Timișoara, 1974.
- [4] Akulov, N.S., Ferromagnetism, ONTI, 1939.
- [5] Althausen, O.N., Susman, S.I., Stepanova, A.N., Tratatamentul termomagnetic în cuptoare cu vid al aliajelor slab magnetice cu o buclă rectangulară de histerezis, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr.11, 1958.

B

- [1] Brailsford, F., Magnetic materials, London, 1948.
- [2] Bernstein, M.L., Granik, G.I., Peredovoi nauchnotekhniceskii i proizvodstvennii opit termomechaniceskaia i termomagnitnaia obrabotka stali, nr.7, 1963.
- [3] Bezerth, R.M., Ferromagnetism, Van Nostrand, New-York, 1959.
- [4] Blanter, M.E., Fazovie prevraščenie pri termiceskoi obrabotke stali, Metallurgizdat, Moskva, 1962.
- [5] Bernstein, M.L., Viskotemperaturnaia termomechaniceskaia obrabotka mašinostroitelnoi metallov, Metallovedenie i termiceskaia obrabotke metallov, nr.7, 1965.

- [6] Blanter, M.E., Samiev, S.S., Vliianie ugleroda i holodnoplasti-
ceskoi deformacii posle zakalki na svoist-
va stali, Metallovedenie i termiceskaia
obrabotka metallov, nr.9, 1965.
- [7] Bitter, F., Phys Rev., 38, 1903, (1931).
- [8] Bernstein, M.L., Tratatamentul termomagnetic al metalelor și alia-
jelor, Metallovedenie i termiceskaia
obrabotka metallov, nr.10, 1960.

C

- [1] Cadilhac, A., Lo stato attuale di sviluppo e di orientamento
deci trattamenti termici. Trattam.Metall,
7, nr.42, 1965.
- [2] Ciudnovskaia, L.A., Bernstein, M.L., Sevilakova, L.G., Metallovede-
nie i termiceskaia obrabotka stali,
Maghiz, nr.6, 1962.
- [3] Contorovici, I.E., Tratatamentul termic al oțelului și al fontei.
Editura tehnică, București, 1953.
- [4] Cișman, A., Rehenstein, B.F., Polioec, A., Fenomene fizice în
metale feromagnetice solcitate..Editura
Academiei R.S.R., București, 1968.
- [5] Cedighian, S., Materiale magnetice. Editura tehnică, București,
1967.
- [6] Ciucă, C., Tratatamentul termomagnetic al oțelului OLC 45. Teză
pentru obținerea titlului de doctor
inginer, Cluj, 1969.

D

- [1] Dillinger, J.F., Beorth, R.H., Physica 6, 279, 285 - 1935.
- [2] Drujinina, V.I., Lujinskaia, M.G., Sur, Ia.S., J.T.F., 19, 96 - 1949.

- [3] Domaș, A., Bicsak, L., Filipescu, M., Asupra unor fenomene de structură observate la încălzirea și răcirea oțelului OLC 45 în intervalul 800... 1200°C. Comunicare la Sesiunea științifică a cadrelor didactice din I.P. Galați, 10-11 mai 1968.
- [4] Dulămiță, T., Alegerea și tratamentul termic al oțelurilor de scule. Editura tehnică, București, 1968.
- [5] Dieter, G., Metalurgie mecanică. Editura tehnică, București, 1970.
- [6] Deutsch, R.V., Fizica, Editura didactică și pedagogică, București, 1970.

E

- [1] Erdmann-Jesnitzer, F., Beitrag zur Frage ob Magnettelder die Hartung von Kohlenstoffstahl beeinflussen, Metallurgie und Gießereitechnik 1/1951/II.2, S.38.
- [2] Butin, R.I., Nekotorie vozmojnosti ispolzovania zakonometnostei prevrașcenii austenita, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr.7, 1965.

G

- [1] Goss, N.P., Trans, Amer. Soc. for Metals 23, 511-1935.
- [2] Goldman, A.L. i Drujinin, V.V., Electricestvo, 10.
- [3] Gulesev, A.P. Tratamentul termic al oțelului. Editura tehnică, București, 1962.
- [4] Goldfarb, E.M. ș.a. Calculul cuptoarelor de încălzire. Editura tehnică, București, 1960.

- [5] Gool, Richard, J., A superior microstructure for optimum induction hardening, metal Progr. nr.5, 1961.
- [6] Goertz, M., Iron-Silicon, Alloys Heat Treated in a Magnetic Field, J.appl.Physics, nr.22, 1951.
- [7] Grigoluk, I.L., Novosti Tehnicki, nr.6, 1937.
- [8] Grechow, O., und Gluschkova, P., Stahl, Nr.10, 1938.
- [9] Geru, N., Proprietățile metalelor și metode fizice de control. Editura didactică și pedagogică, București, 1967.

II

- [1] Hamaker, J.C., Report for M.A.B. committee 2, 25-27 July, 1960.
- [2] Houdremont, E., Gedanken Über den heutigen Stoffbegriff, VDI-295, 1953, 22.
- [3] Hans Ferdinand Grave, Măsurarea electrică a mărinilor neelectrice, Editura tehnică, București, 1966.
- [4] Haesen, J.V.G., Quenching media and their evaluation, Metal Treatm. 30, nr.215, 1963.
- [5] Hamburger, L., Introducere în teoria pregătirii căldurii. Editura Academiei R.S.R., 1956.

I

- [1] x x x, Исследования стали, и сплавов. Издательство "Наука", Москва, 1964.
- [2] x x x, Intensivierung der Ölhärtung von Stahl mittels elektrischen Feld, Technica, 14, nr.4, 19, 1965.
- [3] x x x, Incercările metalelor (colecție STAS). Editura tehnică București, 1971.

J

- [1] J.S.T. Van Aswegen and R.W.K. Honeycombe, Acta, Met, 10, 1962.
- [2] Jahn, H., Posibilitatea influențării proprietăților de rezistență ale materialelor feromagnetice în cîmp magnetic, Die Technik, nr.1-2, 1958.
- [3] Johnson, F., Heat-treatment of hypo-eutectoid steel castings, Fond. Trade, J., nr.2342, 1961.

K

- [1] Kodorskiĭ, E.I., D.A.N., S.S.S.R., 18, 325, 1938.
- [2] Kittel, Ch, Nesbit, E.A., Shockley, W., Phys. Rev. 77, 839, 1950.
- [3] Klütscher, W., Baustahle von heute und morgen, Metallurgie und Giessereitechnik 3/1953/12.
- [4] Krivandin, V.A., Molceanov, N.G., Solomonțev, S.L., Cuptoare metalurgice. Editura tehnică, București, 1963.
- [5] Kraus, V., Mineralole-Abkühlungsvermögen und Alterung, Fertigungstechn. u. Betrie, 15, nr.12, 1965.
- [6] Kilsik, V.A., Troitkiĭ, A.F., Ivannikov, D.G., Makeev, N.G., Metallovedenie i goriaciaia obrabotka metallov. Metallurgizdat, Moskva, 1959.

L

- [1] Livsitz, B.G., Viskokoerțitivnĭe splavi. Metallurgizdat, 1955.
- [2] Livsiț, B.G., Metallografia. Metallurgizdat, 1963.

M

- [1] Maskin, V.S., Ferromagnitnĭe splavi, OBTI, 1937.
- [2] Mahoux, G., C.R. Acad.Sci, Paris, 191, 1930.
- [3] Meyer, G., Eilender, W., und Schmidt, W., Über die Nitriewesen

von Eisen und Eisenlegierungen Arch,
Eisenhüttenwesen 6, 1932.

- [4] Minkevici, A.N., **Tratamentele termochimice ale metalelor și aliajelor.** Editura tehnică, București, 1968.
- [5] x x, **Metallovedenie i termiceskaia obrabotka Spravocinik.** Metallurgizdat, Moskva, 1961.
- [6] Mantea, S., Dulămiță, T., **Teoria și practica tratamentelor termice.** Editura tehnică, București, 1966.
- [7] x x, **Manualul inginerului electrician.** Editura tehnică, București, 1958.
- [8] x x, **Magnetic quenching. Metal Treatment,** 27 (1960), nr.180.
- [9] Mitchell, E., **Heat treatment of engineering components, Iron and Steel,** 34 (1961), nr.7.
- [10] Michalski, L., **Dokładne regulacja temperatury elektrycznych piekown oporowich, Przegl. Mech,** 22, nr.3, 1965.
- [11] Morton, N., **Oscilograful catodic.** Editura tehnică, București, 1956.
- [12] Micloși, V., Popescu, N., Stere, N., **Indrumător pentru alegerea oțelurilor.** Editura tehnică, București, 1966.

N

- [1] Nanu, A., **Tehnologia materialelor.** Editura didactică și pedagogică, București, 1972.
- [2] Neuman, L.R., Kalantarov, P.L., **Bazele teoretice ale electrotehnicii.** Editura Energetică de stat 1955.

//.

- [3] Novicov, I.I., Zaharov, M.B., Termiceskaja obrabotka metallov i splavov. Metallurgizdat, Moskva, 1962.
- [4] Nekrasova, B.M., Katevici, L.S., Evtiukova, I.P., Promislenie elektrotermiceskie ustanovki. Gpsenergoizdat, Moskva, 1961.
- [5] Nemenyi, R., Der Einfluss der Brennbarkeit vorangehenden Wärmebehandlung und das dadurch entstandenen Ausgangsgefüges auf die Ergebnisse beim Brennhärten. Ind. Bl., 61, nr. 10, 1961.
- [6] Natale, T., Considerazioni sulla drasticita di alcuni mezzi di tempra, Metal. Ital., LIII (1961), nr. 6,
- [7] Nazarenko, G.T., Temperaturni interval raspada ostatecinogo austenita pri otpuske ughlerodistih stalei, metallovedenie i termiceskaja obrabotka metallov, 1959, nr. 5.
- [8] Nazarov, S.T., Defectoscopie nedistructivă a materialelor. Editura tehnică, București, 1964.

O

- [1] Odling, I.A., Izv. A.N.S.S.S.R., OTC, nr. 12, 1948.
- [2] Oliver, A.D., Shedden, J., Nature, 142, 209-1938.

P

- [1] Povoločkii, E.G., Dovgaleskii, Ia.M., Battina, B.K., Metallovedenie, i termiceskaja obrabotka metallov, 1963, nr. 11.
- [2] Popov, A.A., Popova, A.B., Spravočnik termista. Izotermiceskie i termokineticeskie diagrami raspada pere ohlajdnogo austenita. Mashiz, Moskva, 1961.
- [3] Petras, L.V., Ohlajdausčiesia sposobnost zakalocinih masel, metallovedenie i termiceskaja obrabotka metallov, 1959, nr. 7.

///.

- [4] Preobrajenski, V.P., Măsurii și aparate de măsurat termotehnice.
Editura tehnică, București, 1960.
- [5] Pogodin-Alexeev, G.I., Vliianie ultrazvuka na difuzionnie pro-
țesi v staleah pri povisennih temperaturah,
metallovedenie i termiceskaia obrabotka
metallov, 1968, nr.6.

R

- [1] Ribalko, F.P., Iakutovi, M.V., J.T.F., 1903-1947.
- [2] Ribalko, F.P., Sm.Knigu, 192, Naghiz, Moskva, 1950.
- [3] Rahstadt, A.G., Novii metod uprocinenie dispersionno-tviorde-
iuşcih splavov, Metallovedenie i termices-
kaia obrabotka metallov, 1965, nr.7.
- [4] Răileanu, D., Ciucă, C., Pătrașc, A., Aspecte economice ale trata-
mentului termomagnetic al oțelului OLC 45.
Sesiunea științifică jubiliară, I.P.Galați,
1973.
- [5] Răileanu, D., Aplicarea metalografiei magnetice la tratamen-
tele termomagnetic. Sesiunea de comunicări
a I.C.P.P.A.M., Galați, 1974.
- [6] Răileanu, D., Ciucă, C., Cercetări privind influența cîmpului
magnetic asupra călibrității oțelurilor car-
bon de îmbunătățire. Sesiunea de comunicări
a I.C.P.P.A.M., Galați, 1974.
- [7] Răileanu, D., Ciucă, C., Andrei, V., Considerații privind deter-
minarea duratei de încălzire la tratamentul
termic în cîmp magnetic. Sesiunea de comuni-
cări a I.C.P.P.A.M., Galați, 1974.

- [1] Secciani, A., *Attualita nel settare dei trattamenti termici.*
Rev. di ecc., 17, 1967, nr.393.
- [2] Schmatz, D.J., see BISRA Report, *MG/81/G2*
- [3] Sur, Ia. S., *J.E.T.F.*, 10, 757 - 1940
- [4] Sur, Ia. S., Starțeva, I.E., *D.A.N., S.S.S.R.*, 59, 692, 1948..
- [5] Sur, Ia. S., *J.E.T.F.*, 8, 1817-1938.
- [6] Skorski, R., *Prace, Inst. Mech. Precyz.*, 1960, nr.27
- [7] Schenck, H. und Schmidtman, H., *Einfluss von Wechselbeanspruchungen auf Diffusions- und Ausscheidungsvorgänge in unlegierten Stählen, Arch. Eisenhüttenwesen* 28/1954, II 11/12.
- [8] Steinberg, C., *Teoria și proiectarea aparatelor electrice.*
Editura didactică și pedagogică,
București, 1964.
- [9] Steinberg, S.S., *Metallovedenie. Metallurgizdat, Sverdlovsk*, 1961.
- [10] Schumann, H., *Metallurgie fizică, Editura tehnică, București*, 1962.
- [11] Stolz, G., Paschke, V. Jr., Bonilla, F.C., *Thermal considerations in oil quenching, J. Iron and Steel Inst.* 193 (1959), nr.2.
- [12] Sadovskii, V.D., *Strukturnii mehanizam fazovih prevraćenii pri nagreve stali i praktike termičeskoj obrabotki, metallovedenie i termičeskaia obrabotka metallov*, 1962, nr.3.
- [13] Spasski, M.N., *O strukture martensuta i ego izmeneniah v rezultate termomehaniceskoj obrabotki, Fiz. metallov i metallovedenie*, 20, 1965, nr.4.
- [14] Salli, I.V., *Fiziceskie osnovi formirovania strukturi splavov. Metallurgizdat, Moskva*, 1963.

- [15] Sadovskii, V.D., Mal'gev, K.A., Sazonov, B.G., Fazovis i strukturnie prevraschenia pri nagreve stali, sb. Metallovedenie i termiceskaia obrabotka, Mashgiz, 1955.
- [16] x^K x, Sovremennie metody kontroliia bez razruseniia, pod redaktsiei S.T.Mazarevo, Moskva, 1961.
- [17] Seşu, R., Sovremennie metody termiceskoi obrabotki stali v maşinstroenii Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, 1973, nr.10.
- [18] Skorski, R., Tratatamentul magnetoternic al oţelului, Przegląd mechaniczny, 13, 1961.

T

- [1] Taiţ, N.Iu., Tehnologhia nagreva stali. Metalurgizdat. Moskva, 1950.
- [2] Truşculescu, M., Studiul metalelor. Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1971.

V

- [1] Vonsovski, S.V. i Sur, Ia, S., Ferromagnetizm Gostehizdat, Moskva, 1948.
- [2] Vonsovski, S.V., Teoria modernă a magnetismului. Editura tehnică, Bucureşti, 1956.
- [3] Veseanu, P., Pătraşcu, St., Măsurarea temperaturii în tehnică. Editura tehnică, Bucureşti, 1963.
- [4] Vefer, F. Engel, I., O vliianii skorosti ohlajdeniia na temperaturi prevraschenii i strukturi Jeleouglerodistih splavov, "Mitt. K.W., Inst.", T.XII, 1930.

//.

W

- [1] Williams, H., Phys. Rev. 52, 747, 1004-1937.
- [2] Wever, F., Rose, A., Peter, W., Strassburg, W., Radenacher, L.,
Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle,
Düsseldorf, 1958.

Z

- [1] Zaimovski, A.S., Miagkie magnitnie materialy. Gosenergoizdat,
Moskva, 1941.
- [2] Zaimovschii, A.S., i Ussov, V.V., Metalli i splavi v elektroteh-
nike. Gosenergoizdat, Moskva, 2-a ,
Izdanie, 1950.
- [3] Zaitsev, V.I., Gorbaci, V.G., Vliianie ishodnoi strukturi mar-
tensita na uprocinenie austenita pri
fazovom naklepe, Fiz. Metallov, i Metal-
lovedenie, 20, 1965, nr.4.

//.

C U P R I N S

	<u>Pag.</u>
Introducere	1
1. Stadiul actual al cercetărilor în domeniul tratamentelor termomagnetice	
1.1. Direcții de cercetare în domeniul tratamentelor termomagnetice	6
1.2. Aspecte teoretice ale tratamentelor termomagnetice	20
1.2.1. Termodinamica tratamentelor termomagnetice	21
1.2.2. Magnetostricțiunea și unele aspecte ale tratamentelor termomagnetice	23
1.2.3. Modificarea proprietăților materialelor sub influența cîmpurilor magnetice	27
2. Instalația experimentală concepută pentru studiul tratamentelor termomagnetice	
2.1. Schema de principiu a instalației pentru tratamente termomagnetice	28
2.2. Cuptorul pentru tratamente termomagnetice	31
2.3. Baia de cîlire în cîmp magnetic	36
2.4. Schema electrică a instalației pentru tratamente termomagnetice	37
2.5. Schema hidraulică a instalației pentru tratamente termomagnetice	41
2.6. Principiul de funcționare al instalației pentru tratamente termomagnetice	43

//.

	<u>PAG.</u>
3. Cercetări privind stabilirea condițiilor de aplicare a tratamentelor termomagnetice la oțelurile de îmbunătățire	
3.1. Principiul metodei TTMag	46
3.2. Alegerea parametrilor cîmpului magnetic	48
3.3. Influența cîmpului magnetic asupra punctelor critice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire	50
3.4. Influența cîmpului magnetic asupra temperaturii de călire	55
3.5. Influența cîmpului magnetic asupra temperaturii de dezorientare	58
4. Cercetări privind influența tratamentelor termomagnetice asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire	
4.1. Pregătirea materialelor pentru experimentare	63
4.1.1. Materiale utilizate pentru experimentări	63
4.1.2. Alegerea regimului termic al instalației TTMag	64
4.1.3. Alegerea schemei de tratament termic	64
4.2. Influența cîmpului magnetic asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire călite la martensită	66
4.3. Influența cîmpului magnetic asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire recoapte	81
4.4. Influența cîmpului magnetic asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor carbon de îmbunătățire normalizate	90

	<u>Pag.</u>
5. Cercetări privind metalografia magnetică a materialelor polinare și polifazice	
5.1. Bazele teoretice ale metalografiei magnetice	100
5.1.1. Bazele fizice	100
5.1.2. Bazele tehnologice	104
5.1.3. Considerații privind obținerea particulelor magnetice active	106
5.2. Testarea pastei feromagnetice și comparații cu alte date din literatură	107
5.3. Pregătirea probelor	108
5.4. Rezultatele obținute și interpretarea lor	111
5.4.1. Metalografia magnetică a materialelor recoapte	111
5.4.2. Metalografia magnetică a materialelor călite termomagnetice	116
5.4.3. Metalografia magnetică a materialelor călite clasice	121
6. Cercetări privind influența tratamentelor termomagnetice asupra calibilității oțelurilor	
6.1. Alegerea mediului de răcire pentru călire	127
6.2. Alegerea schemei de tratament termomagnetic	128
6.3. Alegerea metodei de determinare a calibilității	130
6.4. Metode de determinare a temperaturii de călire	132
6.5. Rezultatele obținute și interpretarea lor	134
6.5.1. Considerații privind determinarea duratei de încălzire	134
6.5.2. Considerații privind puterea de rezoluție a instalației pentru TMBG	150
6.5.3. Influența cimpului magnetic asupra calibilității oțelurilor carbon de îmbunătățire	152

	<u>Pag.</u>
7. Aspecte economice ale tratamentelor termomagne- netice	156
8. C o n c l u z i i	
8.1. Contribuții în domeniul teoriei tratamentelor termice și termomagnetice	159
8.2. Contribuții în domeniul aplicativ	161

B I B L I O G R A F I E

//.

