

**UNIVERSITATEA TEHNICĂ TIMIȘOARA
FACULTATEA DE INGINERIE HUNEDOARA**

614.462
90 H

**CERCETĂRI PRIVIND TEHNOLOGIA DE PRELUCRARE
METALURGICĂ A OȚELURILOR INOXIDABILE
AUSTENITICE DE TIP Cr - Ni - Mo ÎN SCOPUL GARANTĂRII
NIVELULUI DE UTILIZARE**

Teză de doctorat

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

**CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC
Prof.dr.ing. Ilca Ioan**

**DOCTORAND
Ing.Păcurar Nicolae**

HUNEDOARA 1995

CUPRINS

1 .	ANALIZA STADIULUI ACTUAL DE CUNOAȘTERE A PROBLEMEI	4
1	OBTINEREA OȘELURILOR INOXIDABILE	4
1 . 1 . 1	Elaborarea	4
1 . 1 . 2	Turnarea	5
1 . 1 . 3	Procedee speciale de topire și rafinare	5
1 . 1 . 4	Prelucrarea ulterioară	6
1 . 2	STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE	6
1 . 2 . 1	Compoziție și structură	6
1 . 2 . 2	Oșelurile feritice	8
1 . 2 . 3	Oșelurile martensitice	9
1 . 2 . 4	Oșelurile austenitice	10
1 . 2 . 5	Oșelurile austenito - feritice	13
1 . 3	TRATAMENTUL TERMIC ȘI PROPRIETĂȚILE MECANICE	13
1 . 3 . 1	Oșelurile feritice	13
1 . 3 . 2	Oșelurile martensitice	16
1 . 3 . 3	Oșelurile austenitice	18
1 . 3 . 4	Oșelurile austenito - feritice	23
1 . 4	PROPRIETĂȚI FIZICE	24
1 . 4 . 1	Comportarea la solicitări chimice	25
1 . 4 . 2	Coroziunea metalelor în medii apoase	26
1 . 4 . 3	Pasivizarea	29
1 . 4 . 4	Coroziunea uniformă	32
2	ANALIZA GARANTĂRII NIVELULUI DE UTILIZARE PRIN CONTROLUL COMPOZIȚIEI CHIMICE , PE UN FLUX TEHNOLOGIC DAT	33
2 . 1	ANALIZA STATISTICĂ ȘI DE CORELAȚIE	33
2 . 2	POLIGONUL DE MARCĂ	36
3	CERCETĂRI DE LABORATOR ȘI INDUSTRIALE PRIVIND CONDUCEREA REGIMULUI DE ÎNCĂLZIRE ȘI DEFORMARE PLASTICĂ LA CALD	38
3 . 1	CERCETĂRI PRIVIND EFECTUL UNOR FACTORI TEHNOLOGICI ASUPRA MODIFICĂRILOR STRUCTURALE	39
3 . 2	CERCETĂRI INDUSTRIALE PRIVIND VARIAȚIA CÂMPULUI TERMIC ÎN LINGOURI DIN OȘEL AUSTENITIC TIP Cr - Ni - Mo ; DETERMINAREA APARIȚIEI GRADIENTULUI TERMIC MAXIM	43

3 . 3	CERCETĂRI PENTRU STABILIREA UNUI REGIM DE ÎNCĂLZIRE CARE SĂ PERMITĂ DIZOLVAREA FAZELOR SECUNDARE ȘI DEFINIREA DOMENIULUI CU PLASTICITATE OPTIMĂ	49
3 . 3 . 1	Analiza situației existente la S . C . Siderurgica S.A.	49
3 . 3 . 2	Cercetări pentru determinarea regimului de încălzire care să asigure o structură favorabilă deformării	55
3 . 3 . 3	Cercetări pentru determinarea regimului de încălzire corelat cu definirea domeniului de plasticitate optimă	71
3 . 4	APLICAREA INDUSTRIALĂ A REZULTATELOR CERCETĂRII	75
3 . 4 . 1	Prezentarea fluxului tehnologic	75
3 . 4 . 2	Parametrii tehnologici ai fluxului de fabricație	75
3 . 4 . 3	Analiza rezultatelor obținute	84
4	CONCLUZII	86
	BIBLIOGRAFIE	88
	ANEXE	94

1 ANALIZA STADIULUI ACTUAL DE CUNOAȘTERE A PROBLEMEI

1 . 1 OBTINEREA OȚELURILOR INOXIDABILE

1 . 1 . 1 Elaborarea

Pentru elaborarea oțelurilor inoxidabile se utilizează cuptoare electrice cu arc de capacitate medie și mică . Există însă cazuri de capacități până la 150 t .

Reglarea ușoară a temperaturii în domenii largi , unde atât procesele din baie cât și cele din zgură se pot "conduce" ușor , facilitează operațiile metalurgice putându-se asigura controlul compoziției chimice și purității oțelului.

Pentru început cuptorul se încarcă (după rabaterea boltii) cu fier vechi și o parte din elementele de aliere . După topire în baia de oțel se insuflă oxigen care determină trecerea carbonului în CO și CO₂ și se reduce conținutul de fosfor.

După prima parte a afinării se recâștigă prin reducerea zgurii o parte din elementele oxidate nedorit spre exemplu cromul . În perioada următoare de afinare se înlătură componentele dăunătoare ale oțelului cum sunt sulful și oxigenul.

Analiza finală se corectează prin adausul de elemente de aliere pure (Ni , Mo , etc.) sau de combinații de fier (ferocrom sau feromolibden) .

După dezvoltarea procesului AOD (Argon Oxigen Decarburizing) de Union Carbide majoritatea oțelurilor inoxidabile și îndeosebi mărcile cu conținut de carbon de < 0,030 % s-au produs prin acest procedeu . Este vorba de un procedeu duplex la care cuptorul electric cu arc servește numai ca agregat de topire pentru încărcătură (fier vechi) .

Metalul topit se transvazează într-un recipient de tratament căptușit cu refractare în care se fac prelucrările metalurgice . Creuzetul are lateral sub suprafața băii duze prin care se insuflă argon sau un amestec argon oxigen și de asemenea o lance de insuflat oxigen . După ce se lucrează cu lancea se insuflă prin duze un amestec argon oxigen .

Amestecul servește la scăderea presiunii parțiale a CO și la creșterea vitezei de reacție oxigen - carbon . Diluarea (scăderea presiunii parțiale) a oxidului de carbon împreună cu celelalte mijloace metalurgice determină recuperarea unei mari părți a cromului zgurificat

De asemenea se poate utiliza ferocrom cu conținut ridicat de carbon ieftin față de ferocromul cu conținut scăzut de carbon (afinat) foarte scump .

Trebuie amintit aici și al doilea procedeu des utilizat VOD (Vacum - Oxigen - Decarburizing) care utilizează insuflarea oxigenului printr-o lance în oala de turnare modificată , sub vid , concomitent cu barbotarea de argon care alături de vidul adânc (în faza finală când nu se mai insuflă oxigen) determină scăderea drastică a presiunii parțiale a oxidului de carbon și respectiv niveluri foarte scăzute ale carbonului fără oxidarea notabilă a cromului .

Oțelurile inoxidabile care au fost elaborate după aceste procedee se remarcă nu numai prin conținutul scăzut de carbon ci și prin conținuturi deosebit de mici de azot și sulf care în mai multe aplicații au un rol favorabil .

1 . 1 . 2 Turnarea

Metalul topit poate lua funcție de destinație : traseul lingou , în care caz se utilizează turnarea în sifon pentru o mai bună puritate sau turnare continuă . Turnarea continuă se poate executa pe mașini veticale cu fir curb sau orizontale , alegerea fiind determinată de caracteristicile oțelului ce va fi turnat.

S-a mai dezvoltat , dar numai pentru aplicații specializate producția de benzi subțiri turnate continuu .

1 . 1 . 3 Procedee speciale de topire și rafinare

Pentru topirea cantităților mici de oțel se mai utilizează cuptoarele cu inducție , în special pentru piese turnate (avem o foarte bună reglare a temperaturii băii metalice) . Uneori incinta de topire se introduce sub un vid înaintat (între 10^{-4} și 5×10^{-2} bari) .

Pentru o purificare avansată se utilizează retopirea cu arc sub vid , unde electrodul se topește , picăturile căzând într-o cochilie de cupru răcită cu apă . Lingoul obținut are puritate excelentă și proprietăți excelente longitudinale și transversale .

Se mai amintesc procedeele de retopire cu plasmă , fascicol de electroni etc. care dau de asemenea o înaltă puritate produsului final. Mai amintim aici și procesul de retopire electrică sub zgură , în care rafinarea se produce prin trecerea picăturilor din electrodul de rafinat prin stratul de zgură care constituie și rezistența electrică (sursa de căldură) și locul în care metalurgic are loc rafinarea . Se îmbunătățesc gradul de puritate sulfidic și oxidic și caracteristicile mecanice (în special transversale) .

Trebuie avut în vedere faptul că procedeele amintite anterior presupun cheltuieli metalurgice și de energie ridicate deci cheltuieli ridicate de fabricație .

1 . 1 . 4 Prelucrarea ulterioară

Prelucrarea ulterioară a lingourilor cât și a bramelor și țagelor turnate continuu pentru obținerea produselor finite (tablă , bandă , țevă , sârmă , bară) se face în doua etape :

- prin deformare la cald ca laminare , forjare , ambutisare ;
- prin deformare la rece ca laminare la rece, laminare în pas de pelerin, ambutisare la rece, trefilare etc .

La produsele turnate continuu se vor îndepărta defectele de suprafață (rugozitățile) înainte de prima deformare la cald , prin polizare sau prin aşchiere .

Este de notat grija ce trebuie avută pentru a se utiliza înainte de fiecare deformare (la cald sau la rece) doar materialele de pe care s-au îndepărtat defectele până la nivelul acceptabil pentru fiecare tip de prelucrare.

1 . 2 STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE

Majoritatea metalelor și aliajelor de metal din punct de vedere termodinamic se consideră instabile adică tind să treacă în combinații metalice energetic favorabile ca de exemplu oxizi de metal .

La începutul secolului al XX - lea a fost descoperit efectul de împiedicare a coroziunii de către un anumit conținut de crom . Astăzi se știe că această stabilitate ridicată se datorește formării în stratul de suprafață a unui oxid metalic extrem de stabil termodinamic .

Din limita de fază între metal și mediu existentă inițial rezultă limite de fază între metal și stratul de acoperire și între stratul de acoperire și mediu . La o compoziție chimică potrivită a oțelului stratul format la suprafață poate determina o rezistență la acțiunea chimică a mediului .

1 . 2 . 1 Compoziție și structură

Metalul de aliere crom reprezintă până în momentul de față elementul cel mai important pentru oțelurile inoxidabile ; în primul rând conținutul de crom mai mare de 12 % dă o mare rezistență la coroziune . Sunt și alte elemente de aliere care în parte sunt importante . Ele influențează aranjarea în rețea a atomilor de fier.

Fierul nealiat la temperatura mediului are o rețea cubică cu volum centrat (Fe - α) care la încălzire la peste 906 °C se transformă în rețea cubică cu fețe centrate (Fe - γ) .

Elementele de aliere vor stabiliza funcție de dimensiunile și interacțiunea atomică faza feritică sau austenitică .

Prezentăm pe scurt influența elementelor de aliere pentru oțelurile inoxidabile :

- **Cromul** (feritizant) - conduce la un conținut mai mare de 12 % la pasivizarea oțelului și constituie principalul element de aliere al oțelului inoxidabil .

- **Molibdenul** (feritizant) - mărește stabilitatea la coroziune a oțelurilor inoxidabile . În prezența ionilor halogeni îmbunătățește stabilitatea contra coroziunii prin pori . De asemenea mărește rezistența la coroziune la cald .

- **Siliciul** (feritizant) - îmbunătățește rezistența la formarea de oxizi ; pentru anumite medii îmbunătățește rezistența la coroziune (ex . acidul azotic foarte concentrat) .

- **Vanadiul** (feritizant) - se adaugă în cantități mici în oțelurile cu crom pentru formarea carburilor și pentru a elimina sensibilitatea la supraîncălzire a oțelurilor . Concomitent mărește caracteristicile mecanice la cald.

- **Titanul** (feritizant) - în oțelurile feritice și martensitice leagă carbonul în carbură de titan și azotul în nitrură de titan și prin aceasta mărește mult rezistența oțelului la coroziune intercristalină .

- **Niobiul** (feritizant) - leagă de asemenea carbonul în oțelurile crom și crom-nichel și prin aceasta scade coroziunea intercristalină.

- **Nichelul** (austenitizant) - lărgeste domeniul de stabilitate a austenitei iar pentru conținuturi mari o face până la temperatura mediului ambiant ; este pe lângă crom elementul esențial de aliere pentru oțelurile inoxidabile austenitice . Îmbunătățește rezistența la coroziune și de asemenea rezistența la coroziune fisurantă sub sarcină .

- **Manganul** (austenitizant) - nu are influență notabilă asupra rezistenței la coroziune . În oțelurile Cr-Ni întârzie transformarea austenitei în martensită la deformare sau la solicitările la temperaturi scăzute .

- **Carbonul** (austenitizant) - este elementul însoțitor a tuturor oțelurilor . Lărgeste foarte mult domeniul de stabilitate a austenitei . Eficacitatea lui la conținuturi mici este de cca. 30 de ori mai mare față de cea a nichelului . Din cauza favorizării coroziunii și îndeosebi a celei intercristaline în oțelurile inoxidabile se va menține un conținut de carbon cât mai scăzut .

- **Azotul** (austenitizant) - acționează similar cu carbonul , solubilitatea în oțelurile inoxidabile crom și crom-nichel crește odată

cu creșterea conținutului de crom . În oțelurile austenitice azotul mărește simultan stabilitatea austenitei și proprietățile de rezistență fără însă să modifice tenacitatea oțelului .

- **Cuprul** - se adaugă în oțelurile austenitice în cazuri speciale pentru îmbunătățirea rezistenței la coroziune și/sau pentru îmbunătățirea comportamentului de refulare la rece .

- **Sulf** - duce la îmbunătățirea prelucrării prin așchiere a oțelurilor inoxidabile pe mașini automate . Conținutul ridicat de sulf duce la înrăutățirea rezistenței la coroziune ; ca urmare e necesar să se aleagă cu grijă cazurile în care se face o aliere cu sulf .

1 . 2 . 2 Oțelurile feritice

În oțelurile feritice ca urmare a conținuturilor mari de elemente de aliere ce stabilizează ferita ca de exemplu Cr, Mo, Si, Ti sau Nb se limitează domeniul austenitic.

Oțelurile feritice se tratează termic cu grijă , deoarece difuziunea elementelor de aliere și de însoțire dizolvate în ferită are loc mai repede la orice temperatură decât în austenită , și cu aceasta procesele activate termic ca de exemplu creșterea grăunților sau procesele de separare decurg mai repede decât la materialele austenitice.

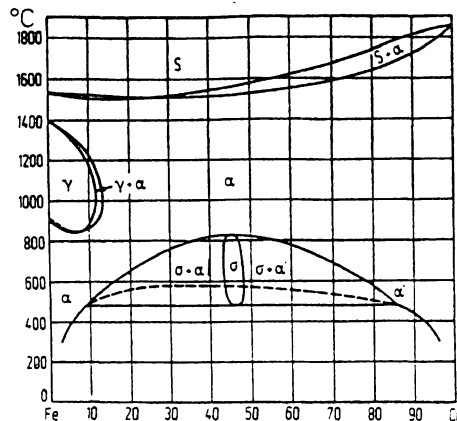


Fig.1.1 - Diagrama de fază Fe-Cr ; după Kubacevschi

Oțelurile feritice se utilizează tehnic astăzi cu conținuturi între 13 - 30% Cr , la conținuturi de carbon mai mici de 0,1% (Fig 1 . 1).

Ca elemente suplimentare de aliere se preferă elemente feritizante ca de exemplu Mo care crește rezistența la coroziune.

Carbonul și azotul din cauza solubilității scăzute în matricea feritică înrăutățesc stabilitatea la coroziune ; ca urmare elaborarea se va face cu nivele scăzute ale acestor elemente și/sau cu elemente ce formează carburi sau nitruri (Niobiu , Titan , Zirconiu) .

Oțelurile cu conținuturi de crom de peste 29 % pot conține o proporție de nichel de până la 4 % , fără să-și piardă structura feritică; pentru a mări rezistența și tenacitatea la rece .

Pe lângă oțelurile menționate se utilizează și oțeluri cu conținuturi de crom mai mici de 12 % . Oțelurile de acest fel au o rezistență mai redusă la coroziune , dar după cum rezultă din figura 1. 2 nu există o urcare abruptă a pierderii masice dacă conținutul de crom scade până la 8 % .

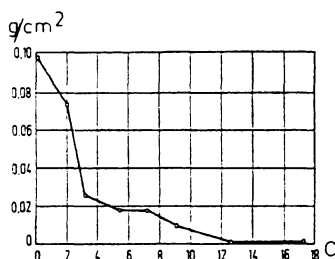


Fig. 1.2 - Coroziunea oțelurilor cu Cr în aer industrial după W.O.Binder și C.M.Brown

Cercetările au dus la dezvoltarea de oțeluri cu conținutul de crom de 10 % , care să umple golul dintre oțelurile de construcție nealiate sau slab aliate și cele inoxidabile scumpe.

Ele oferă soluții dacă oțelurile de construcție sunt neeconomice din cauza solicitării la coroziune , dar nu sunt necesare cele inoxidabile . Oțelurile cu 10 % crom au o coroziune lentă și în anumite condiții de utilizare au înlocuit oțelurile de construcție zincate sau profilele din aluminiu.

1 . 2 . 3 Oțelurile martensitice

La oțelurile cu conținuturi ridicate de crom , creșterea conținutului de elemente ce formează austenita ca de exemplu carbonul, azotul , nichelul conduc la lărgirea domeniului austenitic .

Rezultă oțeluri cu capacitate de transformare care corespunzător produsului de transformare format , pot fi numite martensitice sau ferito-martensitice dacă are loc numai o transformare parțială . Transformarea completă a oțelurilor cu crom se face la conținuturi mai mari de carbon și/sau nichel.

Oțelurile cu 13 % crom necesită mai mult de 0,13 % carbon și o austenitizare la minim 950 °C , iar cele cu 17 % crom necesită 0,30 % carbon și o temperatură de austenitizare de minimum 1100 °C .

Proprietățile de utilizare ale oțelurilor martensitice cu crom se deosebesc de toate celelalte grupe ale oțelurilor inoxidabile prin valori ridicate de rezistență și duritate , și acestea depind foarte mult de starea structurală determinată prin tratamentul termic . După tratamentul termic aplicat structura este formată din martensită mai mult sau mai puțin revenită și carburi separate .

Pe lângă crom și carbon oțelurile martensitice conțin frecvent și molibden pentru îmbunătățirea rezistenței la coroziune și călibilității .

Nichelul determină separat valori mai bune ale tenacității . La oțelurile martensitice cu nichel care se remarcă față de oțelurile martensitice menționate anterior prin rezistență sporită la coroziune și tenacitatea , adăusul de molibden poate spori stabilitatea față de coroziune.

Oțelurile martensitice cu nichel dau o separare prin precipitare a compușilor intermetalici în domeniul de temperatura între 450-600°C.

Cu titanul se obține efectul maxim de călire , apoi cu efecte mai scăzute urmează aluminiul , cuprul , niobiul și molibdenul .

Conținuturile elementelor de aliere pentru oțelurile inoxidabile martensitice se situează în jurul următoarelor valori :

- crom 12 - 18 % ;
- carbon 0,05 - 1,2 % ;
- nichel până la 7 % ;
- molibden până la 3 %.

1 . 2 . 4 Oțelurile austenitice

Pe lângă crom , nichelul reprezintă cel mai important element de aliere în oțelurile inoxidabile austenitice. Nichelul lărgeste domeniul de existență a austenitei . Această acțiune de stabilizare a austenitei , a nichelului este evidențiată mai mult la oțelurile aliate cu crom decât în aliajele cu fierul ; astfel , într-un oțel cu 18 % Cr , 8 % Ni produce o lărgire a domeniului austenitic până la temperatura mediului înconjurător (Fig 1 . 3 și fig 1 . 4) .

Oțelurile acestea sunt fără transformări și de aceea nu mai sunt călibile .

Structura austenitică prezintă proprietăți paramagnetice (nemagnetice) și de aceea se poate deosebi de structura oțelurilor feritice și austenitice cu ajutorul unui magnet . În microstructură , oțelurile austenitice prezintă caracteristic o maclare puternică .

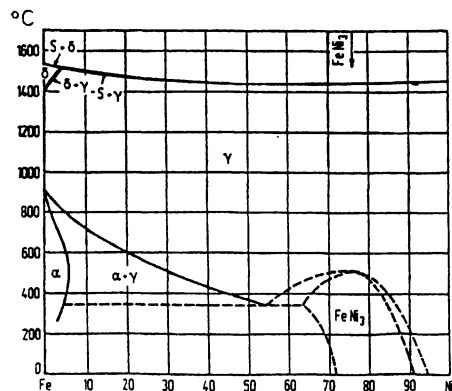


Fig. 1.3 - Diagrama Fe - Ni după O.Kubacevschi

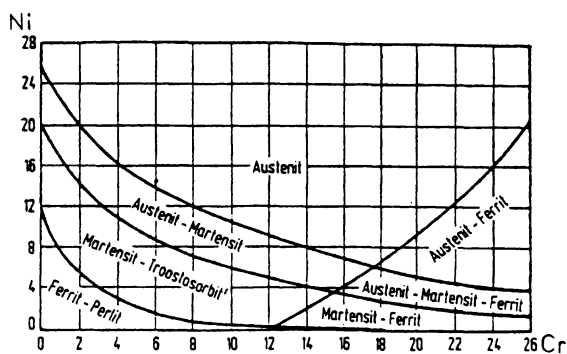


Fig. 1.4 - Diagrama structurală a oțelurilor Cr - Ni după B.Straus și E.Maurer

Austenita de fapt , este o modificare a stării de temperatură ridicată a aliajului de fier , al cărui domeniu de existență , în oțelurile inoxidabile austenitice a fost lărgit prin tehnicile de aliere până la temperatura ambiantă .

Din punct de vedere al rezistenței la coroziune chimică , în oțelurile austenitice conținutul de carbon se menține la un nivel foarte scăzut , sau dacă procesul de elaborare nu permite , acesta se leagă prin diferite elemente (titan , niobiu) sub formă de carburi .

În figura 1.5. se prezintă solubilitatea carbonului în oțelul 18Cr8Ni , funcție de temperatură (alături de un oțel cu 17Cr și 13Cr) .

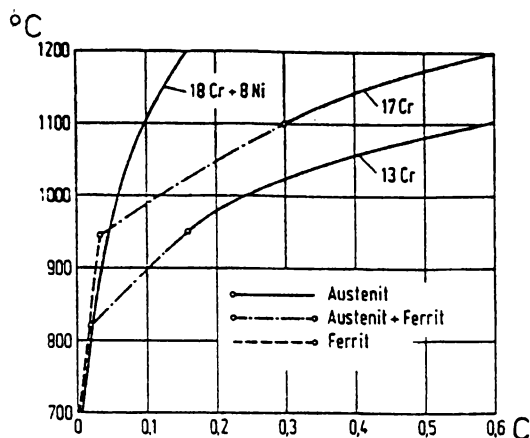


Fig. 1.5 - Solubilitatea carbonului și temperatura corespunzătoare de transformare la oțelurile cu 13 ; 17 și 18 % Cr și 8 % Ni după R.Openheim

La încălzirea la 1050 °C , 0,08 % carbon este dizolvat în austenită . O răcire rapidă în apă , menține carbonul în soluție , dar la temperaturi de peste 500 °C precipită carbonul dizolvat corespunzător solubilității de echilibru la această temperatură la limita de grăunți ca și carburi bogate în crom $M_{23}C_6$. Aceasta este starea în care , la solicitarea de coroziune , apare coroziunea intercrystalină .

Duratele de sensibilizare după care apare distrugerea intercrystalină la solicitări de coroziune la un conținut de circa 0,10 % carbon , sunt de numai câteva secunde , astfel încât influența căldurii de sudare poate distruge coeziunea grăunților lângă cordonul de sudură .

Pentru îmbunătățirea rezistenței la coroziune , oțelurile inoxidabile austenitice se vor alia pe lângă nivelele mari de crom și nichel și cu molibden , cupru și azot . Uzual, conținutul elementelor de aliere la oțelurile inoxidabile austenitice întrebuintate în tehnică se situează în jurul următoarelor valori :

- crom 16 - 35 % ;
- nichel 7 - 26 % ;
- molibden până la 6 % ;
- carbon până la 0,12 % ;
- azot până la 0,15 % .

Se mai poate adăuga , funcție de aplicația specializată și deci solicitările specifice , niobiu , titan și sulf .

1 . 2 . 5 Oțelurile austenito-feritice

Bazele pentru formarea unei structuri austenito-feritice a oțelurilor , cât și posibilitatea de schimbare a distribuției cantitative între ambele componente structurale se studiază cu ajutorul unei secțiuni cvasibinare în sistemul Fe-Cr-Ni la 70% fier (Fig 1 . 6) .

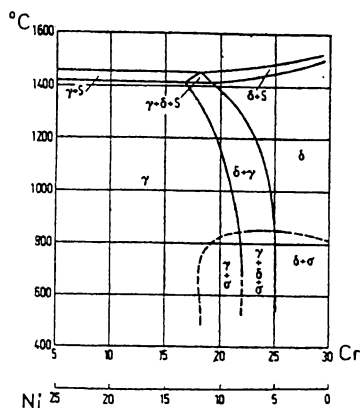


Fig. 1.6 - Secțiune prin diagrama de stare Fe , Cr , Ni la 70 % Fe după P.Schafenmeister și R.Ergang

Oțelurile cu circa 22 - 27 % Cr și circa 4 - 8 % Ni , sunt la temperaturi scăzute într-un domeniu eterogen în care austenita este alături de ferită . Limitele acestui domeniu pentru variația temperaturii sunt aproape constante , astfel că prin recoacerea la temperaturi sub 1000 °C , raportul cantitativ structural nu se va modifica sau se va modifica foarte puțin .

Deci , chiar și după tratament termic se vor păstra în direcția de deformare , benzi de structură diferită .

Pe lângă valorile conținuturilor de crom și nichel amintite înainte , anumite oțeluri inoxidabile austenito-feritice , pot să conțină și adaosuri de molibden , cupru și/sau azot . Aceste oțeluri se mai cunosc și sub denumirea de oțeluri inoxidabile duplex .

1.3. TRATAMENTUL TERMIC ȘI PROPRIETĂȚILE MECANICE

1 . 3 . 1 Oțelurile feritice

Oțelurile feritice de la începutul solidificării până la temperatura ambiantă au aproape aceeași structură . Ele nu sunt călibile prin tratament termic.

O structură cu granulație fină se va obține dacă ultimele treceri la deformarea la cald se vor face la temperatură scăzută .

După tratamentul termic , care servește la recristalizarea structurii ca și la dizolvarea sau stabilizarea precipitațiilor , aceste oțeluri au proprietăți tehnologice bune .

Temperatura de recoacere se alege funcție de natura precipitațiilor . La oțelurile feritice cu crom, cu 13 - 18 % Cr , sunt suficiente temperaturi până la 800 °C la tratamentul termic .

Ordinul de mărime al proprietăților mecanice la încercarea de tracțiune sunt :

- limita de curgere circa 300 N/mm² ;
- rezistența la rupere 450 - 650 N/mm² ;
- alungirea circa 25 % .

Condiția pentru aceste valori tehnologice , inclusiv valorile mari ale alungirii este o structură cu granulație fină . O structură fină corespunzătoare se poate obține însă numai la table subțiri și benzi cu o grosime de până la 5 mm sau la barele de oțel cu diametrul de până la 15 mm . La secțiuni mai mari , apare o pierdere de tenacitate.

Creșterea grăunților unei structuri fine formate , are loc foarte rapid la temperaturi peste 1000 °C , concomitent cu apariția precipitațiilor la limita de grăunte care dau un fenomen de fragilizare . După un tratament termic la temperaturi foarte ridicate , probele se rup (sparg) la încercarea de îndoire sau întindere .

Și la sudură poate apărea în zona de influență termică , o creștere a grăunților și prin aceasta , fragilitatea .

Pentru oțelurile feritice înalt aliate , se pot și trebuie să se utilizeze temperaturi mari de recoacere , deoarece , pe de o parte , fazele intermetalice conținute se dizolvă numai la temperaturi de >1000 °C și , pe de alta parte , sensibilitatea la creșterea grăunților este mai mică decât a oțelurilor feritice mai puțin aliate .

Proprietățile mecanice ale oțelurilor cu crom, înalt aliate , se situează în jurul valorilor de :

- limita de curgere circa 450 N/mm² ;
- rezistența la rupere 550 - 700 N/mm² ;
- alungirea circa 20 % .

Oțelurile feritice cu crom și crom - molibden reprezintă , în domeniul de temperatură de la 400 - 500 °C (care au un conținut ridicat de crom sau alte elemente ce formează ferita , de exemplu molibdenul) indicații de precipitare cu o așa - zisă rigidizare simultană a structurii . Această așa - zisă rigidizare la 475 °C este generată de o separare submicroscopică și nu poate fi evidențiată prin metode optice .

Deja după câteva ore de menținere la temperatura de recoacere, se produce o puternică scădere a tenacității , fără a se influența

proprietățile de rezistență . Numai după perioade lungi de recoacere se vor mări rezistența la întindere și limita de curgere , în timp ce valorile alungirii scad.

Fazele intermetalice ca , de exemplu , faza sigma , ajung în echilibru în domeniul de aliere a oțelurilor cu crom , astfel că la vitezele obișnuite de răcire după laminarea la cald sau forjare , trebuie să se țină seama și de separarea fazelor asemănătoare .

Separarea fazelor intermetalice se evidențiază la fel ca precipitațiile de carburi sau nitruri prin metode optice . Ele conduc la o ușoară creștere a valorilor de rezistență și duritate și simultan , la o scădere accentuată a tenacității .

Pentru un oțel aliat cu molibden cu un conținut ridicat de crom și conținut mic de carbon și azot este reprezentată în fig. 1 . 7 o diagramă de separare prin precipitare timp - temperatură , care prezintă poziția ambelor domenii de rigidizare .

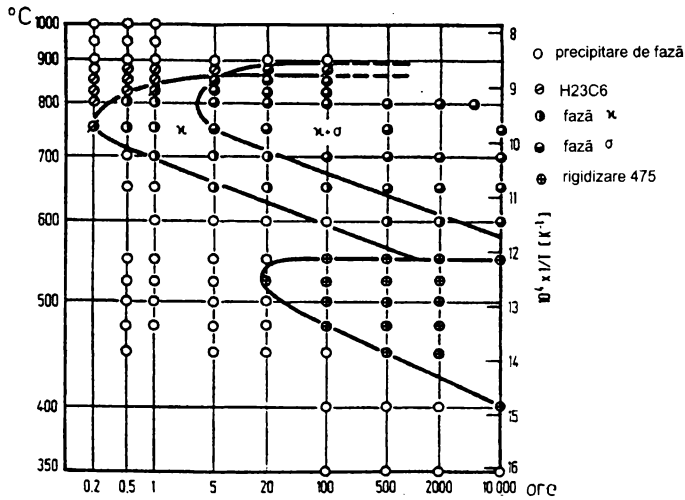


Fig. 1.7 - Diagrama de separare izotermică timp - temperatură a unui oțel cu 28 % Cr și 3,5 % Mo după H.Kiesheier

Prin conținutul ridicat de crom și un conținut mare de molibden, se mărește tendința de rigidizare a structurii la oțelurile inoxidabile feritice . În afară de aceasta la oțelurile inoxidabile feritice trebuie să se țină seama de rigidizarea structurii prin formarea de carburi sau nitruri .

Trebuie precizat în completare că modificările materialului adică precipitățile de carburi sau nitruri și/sau ale fazelor intermetalice influențează stabilitatea oțelurilor.

1 . 3 . 2 Oțelurile martensitice

Oțelurile cu conținuturi de carbon de până la 0,4 % se vor prezenta în principiu ca oțeluri îmbunătățite , iar cele cu conținut mai mare de 0,4 % ca oțeluri călite .

Tratamentul termic constă într-o călire care se face după nivelul conținutului de carbon la temperaturi de 980 - 1100 °C cu răcirii în ulei sau în aer și revenire în continuare la temperaturi mai mari de 600 °C .

Din diagrama de îmbunătățire a oțelului W1.4021 din figura 1.8 rezultă că oțelurile martensitice prezintă stabilitate față de revenire până la 500 °C . La temperaturi mai mari de 500 °C scad relativ repede rezistența la rupere și limita de curgere cu o creștere simultană a valorilor alungirii și gătuirii .

Un tratament de revenire între 500 - 600 °C se evită , deoarece precipitățile de carburi determină înrăutățirea rezistenței la coroziune.

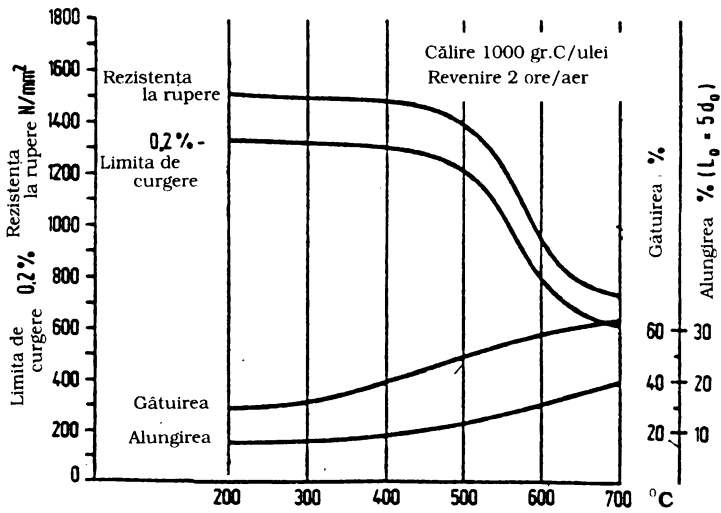


Fig. 1.8 - Îmbunătățirea oțelului W1.4021

Oțelurile martensitice cu conținut de carbon de 0,4 % și mai mare vor fi utilizate în stare călită și detensionată .

Figura 1.9. prezintă dependența duriității de conținutul de carbon.

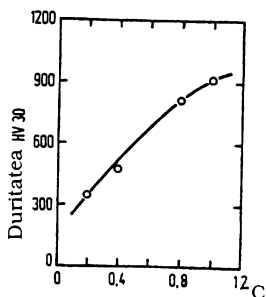


Fig. 1.9 - Creșterea duriității funcție de conținutul masic de carbon

Pentru obținerea unei duriități ridicate (la oțelurile cu conținut mare de carbon) trebuie să se urmărească dizolvarea suficientă a carburilor la temperatura de călire . La temperaturi de călire prea mari rămân după răcire componente austenitice în structură , care reduc duriitatea .

Figura 1.10 prezintă comportamentul la călire și revenire a oțelului W1.4125 . Se observă că duriitatea după călire (până la temperatura mediului) trece prin valoarea maximă, la temperaturi de călire de circa 1030 °C . O răcire la temperaturi negative după călire (la -180 °C) deplasează maximum duriității la 1050 °C.

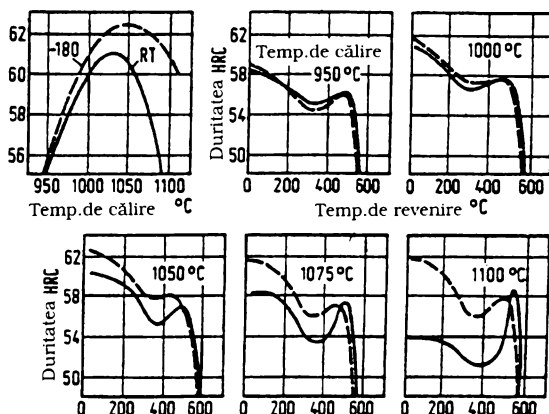


Fig. 1.10 - Comportamentul la călire și revenire al oțelului martensitic W1.4125

La oțelurile nichel - martensitice , rolul carbonului este preluat de nichel . Capacitatea de îmbunătățire la aceste oțeluri se păstrează fără dezavantajele unui conținut ridicat de carbon (în principal precipitații de carburi , etc.) .

Tratamentul de îmbunătățire a oțelurilor nichel-martensitice se face analog cu cel pentru oțelurile martensitice .

1 . 3 . 3 Oțelurile austenitice

La oțelurile inoxidabile austenitice structura cu granulație fină se reglează prin recristalizarea ce are loc la , sau după deformarea la cald . Ca tratament final se aplică o recoacere la temperaturi între 1000 - 1150 °C cu o răcire finală rapidă în apă sau aer .

Temperaturile de recoacere necesare se stabilesc după fazele dizolvate și pot , în caz de nevoie , adică la apariția fazelor înalt aliate , să fie peste 1150 °C .

Față de oțelurile feritice , martensitice sau nichel - martensitice amintite , oțelurile austenitice prezintă valori de rezistență scăzute . La temperatura mediului valorile limitei de curgere $R_{p0.2}$ ale oțelurilor standard sunt de circa 200 - 250 N/mm² în timp ce valorile rezistenței la rupere (la tracțiune) ajung la circa 600 N/mm² .

Oțelurile austenitice indică un raport foarte scăzut al limitei de curgere și posedă în sarcină o siguranță mare până la rupere . În special , se evidențiază valorile ridicate ale tenacității oțelurilor austenitice .

Valorile tipice ale alungirii la rupere (A_5) sunt de circa 40 - 50 % și deci sunt de două ori mai mari ca la oțelurile feritice , martensitice sau autensito - feritice .

Valorile rezilienței la temperatura mediului au un nivel foarte ridicat dacă austenita rămâne stabilă până la temperaturi joase .

Cum reiese din diagrama structurală din figura 1 . 4 , oțelurile austenitice cu conținut scăzut de crom și nichel se află în apropierea domeniului de structură neomogenă martensită-austenită .

În acest domeniu limită , austenita este deja instabilă și la răcirea la temperaturi joase sau prin deformare la rece austenita se poate transforma parțial sau total în așa numita martensita α' .

Deoarece austenita nu are proprietăți magnetice , iar martensita α' ca și ferita au proprietăți magnetice , transformarea poate fi pusă în evidență printr-o măsură magnetică .

Rămâne valabilă în principiu , afirmația că elementele austenitice ca azot , nichel , mangan și carbon măresc stabilitatea rețelei cu fețe centrate a austenitei față de transformările prin deformare la rece și / sau răcire joasă .

Din cauza ecruisării cristalelor de austenită în decursul deformării la rece se vor modifica proprietățile mecanice ale acestor oțeluri la care valorile rezistenței cresc , iar tenacitatea scade .

Dacă se ajunge în timpul deformării la rece , la formarea martensitei α' se realizează un câștig suplimentar de rezistență .

Oțelurile cu conținuturi ridicate de crom și nichel și conținut mare de molibden sunt în diagrama structurii (fig. 1 . 4) în apropierea domeniului oțelurilor austenito - feritice . Aceste oțeluri pot , de aceea , să conțină cantități mici de ferită a carei determinare se face prin măsurarea proprietăților magnetice .

Pentru aplicații deosebite , există oțeluri inoxidabile austenitice cu valori ale limitei de curgere mai mari decât cele amintite înainte . Această mărire a limitei de curgere poate fi obținută prin diferite măsuri.

Cum deja s-a prezentat , proprietățile de rezistență pot fi mărite printr-o deformare la rece sau deformare alternativă .

În timp ce deformarea la rece se poate materializa prin laminare și ambutisare numai la secțiuni mici , deformarea alternativă la temperaturi sub circa 800 °C prin laminare și forjare se utilizează și la dimensiuni mai mari până la diametre de 200 mm .

În tabelul 1 . 1 se observă că la deformarea alternativă cu scăderea diametrului determină creșterea valorilor rezistenței la încercarea de întindere . Valorile prezentate sunt pentru un oțel având următoarea compoziție chimică :

- C 0,03 % ;
- Mn 1,60 % ;
- Cr 17,3 % ;
- Ni 13,7 % ;
- Mo 2,9 % ;
- N 0,18 % .

Tabelul 1 . 1

Diametrul oțelului [mm]	Limita de curgere , $R_{p0.2}$ [N/mm ²]	Rezistența la rupere , R_m [N/mm ²]	Alungirea la 1,5xd , A_5 [%]	Reziliența [Joule]
20	965	1040	24	115
40	785	945	28	130
60	735	830	30	145
150	510	740	38	95

Pentru deformarea alternativă cele mai bune , sunt oțelurile cu conținut ridicat de azot , deoarece temperatura lor de recristalizare este mai mare decât a oțelurilor cu conținut redus de azot .

O altă metodă foarte des folosită pentru mărirea proprietăților de rezistență a oțelurilor austenitice constă în " ecruisarea " cristalului de soluție solidă a austenitei prin măsuri tehnice de aliere (blocarea dislocațiilor) . Este posibilă mărirea considerabilă a valorilor limitei de curgere și rezistența la tracțiune a rețelei austenitice atât prin elemente de substituție cât și de interstiție (figura 1 .11) .

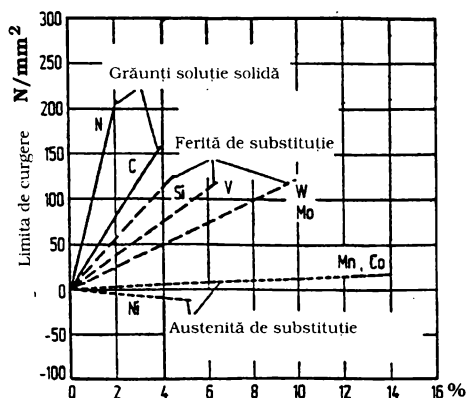


Fig. 1.11 - Influența elementelor de aliere asupra limitei de curgere pentru oțeluri inoxidabile austenitice

Un efect foarte pronunțat îl prezintă carbonul și azotul . În tabelul 1 . 2 este prezentată influența carbonului asupra limitei de curgere și rezistenței la tracțiune a unui oțel inoxidabil austenitic (după L. Colombier și J. Hochman).

Tabelul 1 . 2

% C	Tratament 1150 °C/ apa	
	Limita de curgere , $R_{p0.2}$ [N/mm ²]	Rezistența la rupere , R_m [N/mm ²]
0,020	176	595
0,065	250	625
0,140	308	706
0,210	335	745
0,305	358	800

În timp ce o mărire a rezistenței prin adaos de carbon la oțelurile inoxidabile austenitice nu se ia în considerare din motive de coroziune chimică , aceasta se obține uneori prin mărirea conținutului de azot . Printr-o balansare a elementelor de aliere se poate ridica solubilitatea azotului încât se pot dizolva cantități de azot $> 0,4 \%$ prin care limita de curgere ($R_{p0,2}$) la temperatura mediului se mărește la valori de peste 500 N/mm^2 .

Prin topire sub presiune de azot concomitent cu barbotarea cu azot , se pot crește în continuare proprietățile de rezistență .

Oțelurile de acest tip determină probleme la prelucrare deoarece ele sunt departe de starea de echilibru termodinamic . Pe lângă ecruisarea cristalului de soluție solidă apare la conținuturi ridicate de carbon și azot , o creștere a rezistenței prin precipitări de carburi și / sau nitruri

Oțelurile inoxidabile austenitice se remarcă de asemenea , prin proprietăți mecanice bune atât la temperaturi scăzute , cât și la temperaturi ridicate . Până la temperatura de circa $600 \text{ }^\circ\text{C}$ apare numai o scădere lentă a rezistenței . La temperaturi de lucru de peste $600 \text{ }^\circ\text{C}$ oțelurile austenitice se remarcă față de cele feritice prin proprietăți mecanice mai bune ; de aceea se pot utiliza pentru aplicații și la temperaturi ridicate .

Scăderea temperaturii la care se efectuează încercările,determină creșterea limitei de curgere ($R_{p0,2}$) și rezistenței la întindere . La oțelurile austenitice stabile , are loc creșterea limitei de curgere și a rezistenței la întindere din cauza ecruisării austenitei .

La oțelurile austenitice instabile la temperatură scăzută , austenita se transformă parțial în martensită .

Oțelurile inoxidabile austenitice vor fi utilizate ca oțeluri tenace la rece pe baza proprietăților lor mecanice bune , la temperaturi joase.

S-a menționat de mai multe ori că în rețeaua cubică cu fețe centrate a austenitei datorită densității mai mari de atomi , procesele de difuziune necesare precipitărilor decurg mai încet decât în rețeaua feritică cubică cu volum centrat . Aceasta înseamnă că în comparație cu oțelurile feritice , la cele austenitice viteza de precipitare este foarte redusă .

Tendința de formare a precipitărilor depinde de compoziția oțelurilor și poate uneori să fie atât de mare încât la prelucrarea acestor oțeluri ajung să se ecruiseze sau să-și modifice rezistența la coroziune .

Rolul pe care-l are carbonul a fost deja evidențiat .

Conținuturi crescătoare de crom și în special de molibden favorizează precipitățile de faze intermetalice .

La oțelurile aliate cu molibden cu conținut ridicat de azot se diminuează atât tendința de precipitare cât și viteza de formare a acestora .

Analiza influenței elementelor de aliere asupra comportării la coroziune a indicat că la aceste oțeluri mărirea conținutului de azot determină creșterea rezistenței la coroziune în medii cu clor .

În principiu , oțelurile inoxidabile austenitice sunt astăzi materiale ce nu generează probleme , care au aplicații multiple și sunt prelucrate în cantități mari .

Pe baza structurii austenitice ele se comportă însă altfel decât oțelurile de construcție obișnuite a căror structură este formată din martensită sau ferită .

O rezumare schematică a proprietăților importante ale oțelurilor inoxidabile austenitice , în comparație cu oțelurile crom-feritice este data în Tabelul 1 . 3 . Caracteristicile ridicate s-au marcat " + " sau " ++ " , iar cele scăzute " - " .

Tabelul 1 . 3

Caracteristicile oțelului			Oțeluri feritice rețea - Fe	Oțeluri austenitice rețea - Fe
Proprietăți mecanice	Temperaturi înalte	Limita de curgere	+	++
		Alungire	+	++
		Reziliență	+	++
	Temperaturi ca- merei	Limita de curgere	++	+
		Alungire	-	+
		Reziliență	-	+
	Temperaturi joase	Limita de curgere	++	+
		Alungire	-	++
		Reziliență	-	++
Proprietăți fizice	Conductibilitate termică		+	-
	Coeficient de dilatare		-	+
	Rezistență electrică		-	+
	Magnetizare		+	-
Prelucrabilitate	Siguranță la sudare		+/-	++
	Deformare la rece		+	++
	Așchiere		+	-
	Stabilitate la coroziune		+	++

1 . 3 . 4 Oțelurile austenito - feritice

Diferit decât la oțelurile pure feritice sau pure austenitice se utilizează tratamentul termic la oțelurile austenito - feritice , ele utilizându-se nu numai la dizolvarea precipitărilor ci și la reglarea distribuției cantitative a structurii (fig. 1 .6) .

Prin distribuția cantitativă a ambelor faze diferite structural și varierea compoziției chimice , proprietățile oțelurilor austenito-feritice pot fi influențate în mare măsură .

Prin tratamentul de recoacere se recrystalizează structura și eventual precipitățile existente vor fi dizolvate . Simultan , se micșorează rezistența la tracțiune și se îmbunătățește tenacitatea .

La temperaturi de recoacere de peste 1000 - 1050 °C se modifică raportul cantitativ al structurii în favoarea conținutului de ferită și valorile de rezistență cresc .

Limita de curgere și rezistența la tracțiune a oțelurilor inoxidabile austenito-feritice sunt mai ridicate decât cele ale oțelurilor austenitice sau feritice .

Avantajul este menținerea rezistenței la temperaturi mai mari decât la cele austenitice sau feritice .

La fel ca la oțelurile feritice și austenitice și la grupele de oțeluri austenito-feritice cu niobiu și / sau titan există variante stabilizate ca și variante cu conținut ridicat de azot . Ultimele , prezintă în interiorul acestor grupe de oțel , valorile maxime de rezistență .

Datorită conținuturilor ridicate de crom și molibden din oțelurile austenito-feritice și , ca urmare , a proporției mari de structură feritică , aceste oțeluri prezintă o tendință pronunțată de ecrusare în comparație cu oțelurile austenitice .

La fel ca la oțelurile inoxidabile feritice și la aceste oțeluri există două domenii de rigidizare . Comportamentul de rigidizare depinde aici , în mare măsură de distribuția cantitativă a structurii (Fig. 1.12).

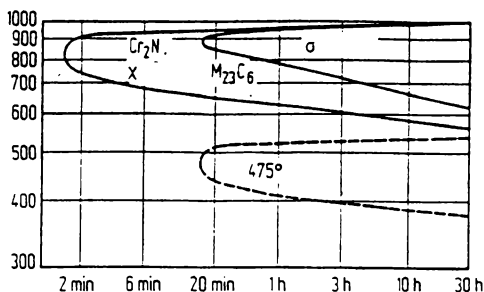


Fig . 1.12 - Diagrama precipitărilor funcție de temperatură și timp după P.Schwaab

La răcirea de la temperaturi foarte ridicate , ca de exemplu la sudare în zona de temperaturi ridicate , nu trebuie depășită viteza critică de răcire , altfel precipitățile de austenită din structura aproape complet feritică nu vor avea loc și deci va fi un conținut prea ridicat de ferită în acest domeniu al structurii .

În tabelul 1 . 4 se prezintă influența temperaturii de recoacere și a vitezei de răcire asupra conținutului de ferită a unui oțel austenito - feritic (după L. Colombier și J. Hochman) , având următoarea compoziție chimică :

- C 0,05 % ;
- Cr 25 % ;
- Ni 8 % ;
- Mo 2,5 % ;
- Cu 1,5 % .

Tabelul 1 . 4

Temperatura de recoacere (durata de recoacere , 15 min.) [°C]	% Ferită - după :	
	Călire în apă	Răcire în aer
1350	93,0	78,8
1300	70,2	61,8
1250	43,5	37,5
1150	35,7	34,2
1050	24,0	23,7
1000	7,6	7,6

Tendința de durificare prin ecrusare a oțelurilor austenito-feritice corespunde cu cea a oțelurilor austenitice .

La prelucrarea acestor oțeluri trebuie să se țină seama de nivelul ridicat de rezistență .

1 . 4 PROPRIETĂȚI FIZICE

Proprietățile fizice ale oțelurilor inoxidabile vor fi luate ca și criterii de utilizare pentru acestea . Astfel , oțelurile inoxidabile , pe baza proprietăților magnetice , vor fi alese ca materiale nemagnetice sau puțin magnetice . În cele ce urmează se vor prezenta pe scurt diferențele dintre fiecare grupă de oțel în parte .

Modulul de elasticitate al oțelurilor austenitice este cu circa 10% mai mic decât la oțelurile inoxidabile feritice și decât la oțelurile obișnuite de construcție .

În general , oțelurile se consideră nemagnetizabile dacă într-un câmp de 80 A/cm , permeabilitatea magnetică relativă este $\mu_{rel} \leq 1,01$.

Oțelurile inoxidabile austenitice îndeplinesc aceste condiții atâta timp cât nu se ivește ferită delta , precipitări magnetizabile și transformări martensitice . De aceea , ele se vor utiliza ca oțeluri nemagnetizabile .

Oțelurile inoxidabile feritice se pot remagnetiza pentru o puritate optimă a structurii și tratamentului termic și cu pierderi mici de histerezis . Oțelurile asemănătoare pe baza acestor proprietăți , se vor introduce ca materiale ușor magnetice .

Coeficientul liniar de dilatare termică a oțelurilor austenitice este cu circa o treime mai mare decât cel al oțelurilor feritice .

Conductibilitatea termică a oțelurilor austenitice de obicei este mai redusă decât cea a oțelurilor feritice , dar la conținuturi mari de elemente de aliere nu se mai observă aceasta .

Rezistența electrică specifică care la fier pur este de circa $0,1 \Omega \text{ mm}^2/\text{m}$, se mărește la oțelurile inoxidabile prin componentele de aliere , în timp ce nu se observă nici o influență asupra structurii rețelei .

1 . 4 . 1 Comportarea la solicitari chimice

Prin coroziune se înțelege reacția unui material cu mediul , reacție care produce o modificare a materialului și care poate conduce la diminuarea funcționării elementului de construcție sau a întregului sistem .

Deși noțiunea de coroziune se referă în general la materialele metalice , apar însă și la nemetale , procese de coroziune (de exemplu materialele plastice) , dar reacțiile la nemetale sunt diferite de cele ce apar la metale .

Mediile care produc coroziunea metalelor sunt de mai multe feluri :

- cu temperaturi de sute de °C , la țevi ;
- topituri metalice și de săruri ;
- medii apoase etc .

O importanță deosebită o au mediile apoase deoarece în mediul natural toate procesele de coroziune a metalelor și în tehnica la temperaturi nu prea mari , aproape toate procesele de coroziune ale metalelor au loc în medii apoase .

La aceasta nu trebuie neapărat să existe o fază apoasă vizibilă , deoarece metalul poate fi atacat ca la coroziunea atmosferică de un strat invizibil de electrolit .

Ca și multe alte elemente , fierul - elementul cel mai des utilizat în tehnică - nu posedă o stabilitate mare la coroziune , el trecând în

rugină . Oțelurile inoxidabile prezintă în aceleași condiții un comportament mai bun la coroziune . Dar și aceste oțeluri au limite de întrebuințare care trebuie luate în considerare .

Având în vedere utilizarea efectivă a materialelor , este necesară prezentarea cel puțin a principiilor fundamentale ale coroziunii metalelor și în special al oțelurilor în medii apoase .

1 . 4 . 2 Coroziunea metalelor în medii apoase

Coroziunea metalelor în medii apoase se reduce la fenomene electrochimice . Într-un sistem metal / soluție apoasă metalul este un conducător electronic , iar soluția apoasă un conducător ionic .

Aceasta înseamnă că un flux de curent electric trece în metal printr-o migrație de electroni și în soluție printr-un transport de ioni .

Conductivitatea ionică a unei soluții apoase depinde de compoziția acesteia . La apa pură , conductivitatea este foarte mică ; în soluție de sare , acizi sau leșii , ea poate să crească cu mai multe ordine de mărime .

O soluție ionică se poate prezenta și ca electrolit (în cele ce urmează , astfel se va numi soluția apoasă) .

Un conducător de electroni care se află într-un conducător ionic, deci , de exemplu un metal într-o soluție electrolitică , se prezintă ca electrod .

La un electrod , pot să aibă loc reacții ale electrozilor prin trecerea de particule încărcate prin limita de fază conducător electronic / ionic .

Spre exemplu este următoarea reacție a unui electrod de fier într-o soluție electrolitică .



O reacție a electrozilor la care ca și la reacția (1) trece un curent din faza conducătoare electronică în faza conducătoare ionică (în 1 de la metal la soluția electrolitică) se prezintă ca și anodică . La o reacție anodică are loc o oxidare , în acest caz oxidarea fierului metalic în ioni de fier cu două sarcini pozitive .

Curentul care trece la o reacție anodică a electrozilor prin limita de fază conducător ionic / electronic va fi prezentat ca anodic .

Deoarece reacțiile electrozilor sunt legate de o trecere de sarcină , viteza acestora este proporțională cu fluxul de curent .

Acest fenomen înlesnește urmărirea acțiunilor de coroziune cu ajutorul măsurilor electrochimice .

Pentru începerea reacției electrozilor este important ca împreună cu transferul de sarcină între faza conducătoare ionică și cea conducătoare electronică să fie posibilă și o migrație în ambele faze a

particulelor încărcate . În caz contrar , nu ar putea să aibă loc un transport de sarcini de la , sau spre locul de reacție .

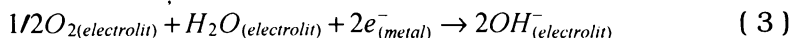
Reacția ce este prezentată poate să înceapă numai dacă pentru compensarea sarcinii se înlătură sarcinile negative de la metal și sarcinile pozitive sunt transportate în sens contrar . Pentru aceasta este necesară cel puțin încă o reacție a electrozilor . Ea poate să aibă loc la al doilea electrod care este legat cu primul printr-un circuit exterior sau poate să aibă loc simultan cu reacția (1) la același electrod . Ultima posibilitate amintită corespunde unei coroziuni a metalului fără participarea unui curent exterior .

Reacția electrozilor care decurge pe lângă reacția metal-ioni de metal (1) , poate să fie o reacție redox , la care electronii apar la limita de fază metal / soluție electrolică .

Din cauza sensului curentului , electronii trebuie în acest caz să treacă de la metal în soluția electrolică , unde ei reduc un oxidant . Ca oxidant pot acționa în acizi protonii , care există aici în concentrație mare :



Ca oxidant care stă la dispoziție foarte des și în soluțiile neutre se ia oxigenul dizolvat . Acesta poate să participe la coroziune prin următoarea reacție redox :



Corespunzător cu definiția dată mai sus a unei reacții anodice a electrozilor , o reacție a electrozilor la care , ca la reacția (2) și (3) va trece un curent din faza conducătoare ionic în cea conducătoare electronic , (în (2) și (3) de la soluția electrolică în metal) , va fi indicată ca și reacție catodică .

La o reacție catodică are loc un proces de reducere . (În general , se asociază unui curent anodic un semn pozitiv și unui curent catodic un semn negativ) .

Dacă reacția catodică parțială a coroziunii constă într-o reducere de protoni la hidrogen (gaz) , reacția (2) , atunci este o coroziune acidă . Dacă se efectuează o reducere cu oxigen , reacția (3) , atunci este vorba de o coroziune produsă de oxigen .

Oxigenul și protonii sunt cei mai importanți pentru coroziunea metalului în medii apoase .

Întrucât la o reacție la electrozi are loc o trecere a particulelor încărcate între faza conducătoare electronic și cea conducător ionic , diferența potențialului electric dintre ambele faze are o influență hotărâtoare asupra cursului reacției .

Această mărime nu se poate determina pentru un singur electrod . Ea se poate stabili relativ la valoarea acestei mărimi la alt electrod , în timp ce se măsoară tensiunea dintre ambii electrozi .

Ca potențial al unui electrod se indică tensiunea dintre electrod și un electrod de referință .

Indicația potențialului electrodului are relevanță numai când se precizează electrodul de referință utilizat . În mod obișnuit sunt date valorile de referință față de electrodul de hidrogen (U_H) . (În ce urmează se va utiliza " potențial " cu sensul potențialul electrodului) .

În cazul cercetărilor la coroziune trebuie să se efectueze măsurătorile la care se dau potențialele electrice definite ale unei probe existente într-o soluție electrolică .

Cum , în principiu , toate reacțiile electrochimice sunt reversibile și reacțiile (1) , (2) și (3) sunt reversibile , adică au loc și în sens catodic . La un potențial al electrodului de echilibru există un echilibru termodinamic .

Dacă este pozitiv potențialul electrodului , atunci reacția decurge în sens anodic , dacă este negativ , atunci reacția decurge în sens catodic . Un oxidant poate provoca o coroziune dacă potențialul electrodului de echilibru al reacției corespunzătoare a electrozilor (de regulă o reacție redox) , este pozitiv ca cel al reacției metal - ioni de metal .

Un electrod la care au loc simultan mai multe reacții ale electrodului este prezentat ca electrod de amestec (compus) .

Fiecare din reacțiile unui electrod de amestec este o reacție parțială la care se poate atașa un curent parțial sau o densitate de curent parțial .

Curentul parțial se adună la curentul total din circuitul exterior de curent . Reacțiile de coroziune electrochimică fără participarea unui curent exterior au loc mereu la electrozii de amestec (compuși) .

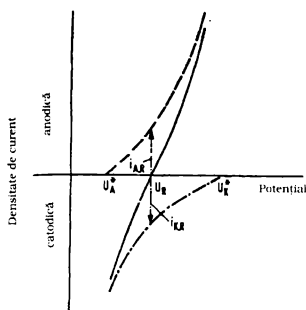
Dacă nu există pentru densitățile curenților parțiali diferențe locale pe suprafața superioară a electrodului , atunci există un electrod de amestec omogen .

Când lipsește un curent exterior , atunci potențialul de coroziune al acestuia rezultă din curba potențial densitatea curentului parțial a reacțiilor parțiale cu condiția ca densitatea curentului total însumat să fie egal cu zero - figura 1.13 - pentru cazul unei reacții parțiale anodice și catodice .

Elementul de corodare este un electrod de amestec eterogen. Există domenii cu reacții predominant anodice și cu reacții predominant catodice și densități ale curentului parțial , care vor fi prezentate ca anodul sau catodul elementului . La anod predomină dizolvarea metalului .

Anodul și catodul se află într-un circuit electric care se închide prin metal și soluția electrolică . La aceasta anodul prezintă un potențial mai scăzut decât catodul . Un element de coroziune poate fi determinat de o compoziție locală diferită a soluției electrolice (ex.

coroziunea prin pori) sau printr-o pereche de două metale diferite (coroziunea de contact) .



- curbă potențial-densitate parțială de curent reacții anodice
 - U_A^* potențial de echilibru al electrodului
 - · - curbă potențial-densitate parțială de curent reacții catodice
 - U_K^* potențial de echilibru al electrodului
 - curbă potențial-densitate parțială de curent
 - U_R potențial liber de coroziune pentru electrodul omogen
 - $i_{A,R}$ curenți anodici
 - $i_{K,R}$ curenți catidici
- $$i_{A,R} + i_{K,R} = 0$$

Fig. 1.13 - Curbă potențial - densitate de curent

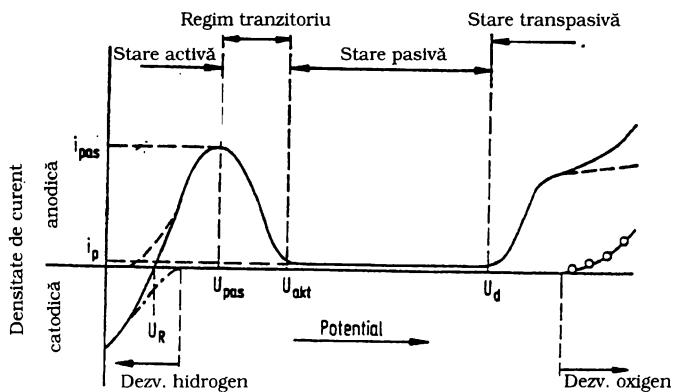
1 . 4 . 3 Pasivizarea

Chiar dacă un metal nu este stabil termodinamic într-un mediu coroziv apos , reacția de coroziune poate fi atât de mult împiedecată că poate rezulta o stabilitate suficientă .

Astfel la multe metale în anumite condiții prin reacția cu soluția electrolitică apare un strat protector pe suprafața superioară a metalului care desparte metalul de mediul coroziv .

Cele mai importante sunt straturile de pasivizare submicroscopice oxidice subțiri , care se formează cu magneziu , aluminiu , fier , crom , nichel , titan și altele .

Și oțelurile inoxibile datorează comportamentul bun la coroziune stratului de pasivizare . El constă dintr-o peliculă de oxizi cu grosimea de numai câțiva nanometri , a cărei formare este dependentă de potențial după cum este indicata în figura 1 . 14 (reprezentarea schematică a curbei potențial - densitatea curentului total a unui oțel inoxidabil în acid sulfuric) .



- curbă potențial - densitate totală de curent , măsurabil în circuit exterior
- - - curbă potențial - densitate parțială de curent anodic pentru precipitatul metalic
- . - . curbă potențial - densitate parțială de curent catodic pentru dezvoltarea hidrogenului
- o - o curbă potențial - densitate parțială de curent anodic pentru dezvoltarea oxigenului
- U_{pas} potențial de pasivizare
- U_{akt} potențial de activare
- U_d potențial de străpungere
- U_R potențial liber de corodare
- i_{pas} densitatea de curent de pasivizare
- i_p densitatea pasivă de curent

Fig . 1.14 - Curbă potențial - densitate de curent pentru un oțel inoxidabil in acid sulfuric

Plecând de la potențiale negative , domeniul activ se întinde până la potențialul de pasivizare U_{pas} , a potențialului cu densitate maximă de curent . Între U_{pas} și potențialul de activare U_{akt} adică în domeniul de trecere între regimul activ și pasiv , densitatea curentului scade . Ea atinge la U_{akt} nivelul foarte mic al regimului pasiv și rămâne constantă .

După depășirea lui U_d crește foarte mult densitatea curentului în domeniul transpasiv .

Stratul pasiv devine instabil cu un potențial în creștere pozitiv și are loc o dizolvare puternică a metalului .

În afară de un domeniu de potențial în zona fără coroziune și la potențialuri foarte mari în domeniul transpasiv în exemplul dat , densitatea măsurată a curentului total este mereu asemenea cu densitatea curentului anodic parțial și prin aceasta este o măsură a vitezei de dizolvare a metalului .

În dependență de elementele de aliere și condițiile de testare pot să apară însă și la potențiale pozitive ca U_{act} o separare a hidrogenului care se suprapune peste domeniul activ al dizolvării metalului . Stratul pasiv al unui oțel inoxidabil frânează numai dizolvarea anodică nu și reducerea catodică a unui oxidant la limita de fază de oțel electrolitic .

Varianta curbei potențial - densitate de curent depinde de diferiți factori . În figura 1.15 este reprezentată acțiunea elementului de aliere crom .

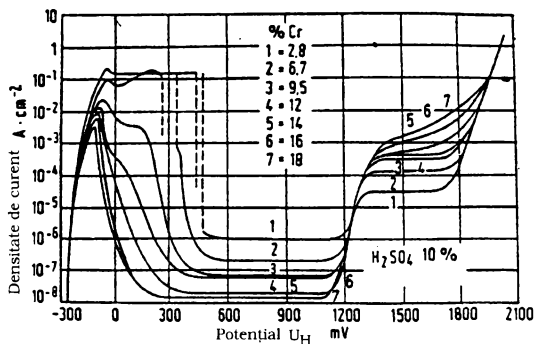
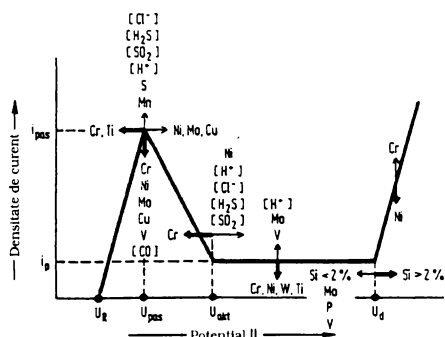


Fig . 1.15 - Acțiunea cromului asupra curbei potențial - densitate de curent

Conținuturi crescătoare de crom micșorează densitatea curentului de pasivizare și înlesnește pasivizarea oțelului .

În general , elementele de aliere îmbunătățesc pasivitatea unui oțel inoxidabil .

Figura 1 . 17 prezintă acțiunea factorilor de influență (de aliere și electrolitici) asupra valorilor caracteristice a curbelor potențial - densitate de curent a oțelurilor ce pot fi pasive .



⇒ influență favorabilă

→ influență defavorabilă

Fig . 1 . 16 - Acțiunea elementelor de aliere și electrolitilor asupra curbei potențial - densitate de curent

1 . 4 . 4 Coroziunea uniformă

Coroziunea uniformă a suprafeței este cea mai simplă formă de coroziune . Ea se prezintă ca o degradare simetrică a suprafeței și practic , printr-o degradare asemănătoare . Acțiunea unei coroziuni uniforme a suprafeței asupra comportamentului de funcționare a unui element de construcție de cele mai multe ori se poate prevedea și calcula .

Coroziunea uniformă a suprafeței apare la oțelurile inoxidabile în acizi și leșii concentrate .

Acizii se împart în acizi neoxidanți la care numai ionii H^+ , conform reacției (2) acționează ca oxidant și acizi oxidanți , la aceștia poate să acționeze și radicalul acid .

Acizii tipic neoxidanți sunt , de exemplu acidul sulfuric , acidul fosforic și mulți acizi organici ca acidul formic , acidul acetic , acidul propionic . În acest mediu există pericolul ca oțelurile inoxidabile să nu formeze o pasivizare stabilă și pot fi atacate de o coroziune puternică a suprafeței . În general , pasivizarea se obține cu atât mai greu cu cât valoarea pH-ului este mai mică și cu cât temperatura este mai mare .

Alirea cu Cr , Ni , Mo și în anumite cazuri , cea cu cupru , determină densități mici ale curentului de pasivizare .

Tendința unui oțel inoxidabil de a rezista în acizi neoxidanți poate fi influențată prin concentrații mici ale unor substanțe în acizi . Oxidanții ca oxigen , ioni cu 2^+ și ionii Fe^{3+} favorizează și prin aceasta pot atenua coroziunea .

Dacă adausul unui oxidant nu formează stratul pasiv , atunci adausul acestuia accentuează viteza de coroziune față de solicitarea în lipsa acestuia . Clorurile și florurile , de asemenea , înăspresc condițiile de coroziune .

În afară de aceste forme de coroziune , mai trebuie să se țină seama și de coroziunea locală (intercristalină , pitting , fisurantă sub sarcină , la solicitări ciclice sub sarcină , la oboseală etc.) ale cărei mecanisme sunt bogat ilustrate în literatura de specialitate .

Alegerea oțelului devine o problemă de cunoaștere a solicitărilor mecanice , de mediu (coroziune) , a fluxului de elaborare și turnare (puritate gaze , formă incluziuni etc .) .

2 . ANALIZA GARANTĂRII NIVELULUI DE UTILIZARE PRIN CONTROLUL COMPOZIȚIEI CHIMICE , PE UN FLUX TEHNOLOGIC DAT

Studiul privind creșterea calității produselor laminate din oțeluri inoxidabile austenitice de tipul Cr - Ni - Mo , reprezintă o continuare a cercetărilor industriale pentru oțelurile de uz general .

Scopul lucrării constă în cunoașterea nivelelor de influență a factorilor tehnologici pe fazele procesului de fabricație asupra principalelor caracteristici calitative ale acestor oțeluri , eliminând necesitatea efectuării unor analize și încercări de laborator .

Rezultatele cercetării se concretizează prin întocmirea unor diagrame de dependență , utile pentru practica industrială , care să asigure creșterea nivelului calitativ la laminarea oțelului 10TiMoNiCr175 .

Compoziția chimică , pentru oțelul studiat , conform STAS 3583-87 , este redată în tabelul 2 . 1 .

Tabelul 2 . 1

	C	Mn	șI	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
Minim	-	-	-	-	-	16.50	10.50	-	2.00	5* %C
Maxim	0.08	2.00	1.00	0.03	0.05	18.50	13.50	0.30	2.50	0.8

Proprietățile mecanice cerute se încadrează în limitele prevăzute în tabelul 2 . 2 .

Tabelul 2 . 2

	R _{p 02}	R _m	A ₅	HB
	N/mm ²	N/mm ²	%	HB
Minim	210	500	40	130
Maxim		730		190

2 . 1 ANALIZA STATISTICĂ ȘI DE CORELAȚIE

Ca variabile independente s-au considerat a fi elementele compoziției chimice , iar ca variabile dependente , caracteristicile mecanice .

Analiza statistică are în vedere determinarea parametrilor statistici . Analiza de corelație stabilește coeficienții de corelație între caracteristicile mecanice și elementele chimice și , pe baza acestora , a coeficienților ecuației de regresie , care este de tipul :

$$Y = a \cdot X + b$$

unde s-au notat :

- Y variabila dependentă (caracteristica mecanică) ;
- X variabila independentă (elementul chimic) (Anexa 1) ;
- a coeficientul variabilei independente ;
- b termenul liber al ecuației .

În cadrul analizei statistice , pentru fiecare variabilă s-au calculat principalii parametri statistici :

- media aritmetică ;
- dispersia ;
- abaterea medie pătratică ;
- varianța .

Valorile obținute fiind prezentate în tabelul 2 . 3 .

Tabelul 2 . 3

	U.M	MEDIA	ABATERE MEDIE PĂTRATICĂ	DISPERSIA	VARIANȚA
C	%	0.0668	0.007	0	9.55
Mn	%	1.714	0.216	0.047	12.64
Si	%	0.285	0.059	0.0035	20.88
Cr	%	16.84	0.255	0.065	1.51
Ni	%	13.19	0.295	0.087	2.23
Mo	%	2.052	0.027	0.0007	1.34
Ti	%	0.391	0.065	0.0043	16.71
R _{p02}	N/mm ²	238.4	13.892	192.932	5.83
R _m	N/mm ²	578.8	40.183	1614.43	6.94
A ₅	%	54.56	6.295	32.627	11.54
HB	HB	148.43	12.06	145.444	8.13

Acești parametri statistici permit determinarea :

- coeficienților de corelație între caracteristica mecanică considerată și elementul chimic considerat ;
- pe baza acestora , coeficienții ecuațiilor de regresie .

Analiza de corelație stabilește coeficienții de corelație între variabilele dependente și variabilele independente (tabelul 2 . 4) precum și cota parte de influență a variabilelor dependente asupra variabilelor independente (tabelul 2 . 5) .

Tabelul 2 . 4

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti
$R_{p,02}$	0.4028	-0.2707	0.4301	0.4313	-0.3720	0.3107	0.4434
R_m	0.2852	0.4021	0.1810	0.4472	0.3970	0.2437	0.2437
A_5	-0.3965	0.4373	-0.3529	-0.44	0.4329	0.2044	-0.3417
HB	0.4477	-0.4286	0.3221	0.4143	-0.4574	0.2465	0.3269

Tabelul 2 . 5

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti
$R_{p,02}$	16.22	7.32	18.5	18.6	13.84	9.65	19.66
R_m	8.13	16.16	3.27	19.99	15.76	14.2	5.93
A_5	15.72	19.12	12.45	19.25	17.74	4.17	11.68
HB	20.04	18.37	10.37	17.16	20.92	6.07	10.69

Coeficienții ecuațiilor de regresie și abaterea medie pătratică în jurul dreptei de regresie pentru fiecare caracteristică mecanică sunt prezentate în tabelele 2 . 6 ... 2 . 9 .

Tabelul 2 . 6

$R_{p,02}$	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti
a	876.27	-17.35	100.52	23.51	-17.53	157.27	94.23
b	179.8	268.1	209.74	-157.41	-84.35	201.51	195.84
Dispersia	12.71	13.37	12.54	12.53	12.89	13.2	12.45

Tabelul 2 . 7

R_m	C	Mn	șl	Cr	Ni	Mo	Ti
a	1,794.56	74.54	122.36	70.51	54.11	551.74	149.82
b	458.88	451.04	543.99	-608.29	-134.92	-553.31	520.24
Dispersia	38.51	36.79	39.52	35.94	36.88	37.22	38.97

Tabelul 2 . 8

A_5	C	Mn	șl	Cr	Ni	Mo	Ti
a	-390.84	12.7	-37.37	-10.84	9.24	46.87	-62.91
b	80.68	32.79	65.19	236.99	-67.37	-41.63	67.43
Dispersia	5.78	5.66	5.89	5.66	5.67	6.16	5.92

Tabelul 2 . 9

HB	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti
a	845.5	-23.84	65.34	19.61	-18.71	108.29	60.31
b	91.83	189.21	129.73	-181.75	395.12	-73.88	124.75
Dispersia	10.78	10.9	11.42	10.98	10.72	11.69	11.4

În anexa 2 sunt prezentate graficele ecuațiilor de regresie pentru fiecare caracteristică mecanică .

2 . 2 POLIGONUL DE MARCĂ

Pe baza acestor reprezentări grafice din anexa 2 , s-a reprezentat în figura 2 . 1 poligonul de marcă , ce definește domeniul optim al compoziției chimice, cu garantarea caracteristicilor calitative.

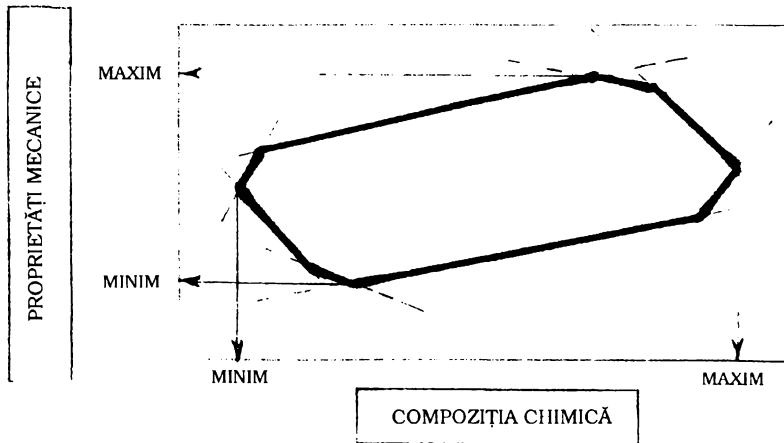


Fig. 2.1 - Poligonul de marcă

Metodologia propusă pentru întocmirea acestui poligon constă în suprapunerea domeniilor limitative superioare și inferioare definite de abaterile medii pătratice de la dreptele de regresie , pentru fiecare caracteristică mecanică și element de compoziție chimică .

Din intersecția acestora rezultă **poligonul de marcă** , care va determina :

a - Compoziția chimică optimă de realizat pentru principalele elemente chimice care va asigura constanța nivelului calitativ , fără a mai fi nevoie de efectuarea încercărilor mecanice , după prelucrarea prin deformare plastică la cald (Tabelul 2 . 10) .

Tabelul 2 . 10

	U.M.	Minim	Maxim
C	%	0.056	0.08
Mn	%	1.15	1.82
Si	%	0.20	0.44
Cr	%	16.65	17.33
Ni	%	12.66	13.32
Mo	%	2.01	2.08
Ti	%	0.33	0.46

b - Valorile așteptate pentru caracteristicile mecanice luate în considerare (Tabelul 2 . 11) .

Tabelul 2 . 11

	U.M.	Minim	Maxim
$R_{p0.2}$	[N / mm ²]	230.5	251.6
R_m	[N / mm ²]	557.5	611.2
A_5	%	50.8	55.8
HB	HB	141.5	160.2

Se oferă prin aceasta , suplimentar un instrument de control și garantare a caracteristicilor mecanice , pentru un flux tehnologic stabil dat .

3 . CERCETĂRI DE LABORATOR ȘI INDUSTRIALE PRIVIND CONDUCEREA REGIMULUI DE ÎNCĂLZIRE ȘI DEFORMARE PLASTICĂ LA CALD

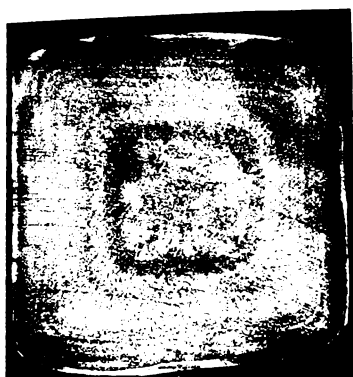
În general în Siderurgia S . A . se realizează semifabricate din oțeluri inoxidabile destinate prelucrării ulterioare (laminare sau extrudare tevi , forjare etc .) .

Garantarea nivelului de utilizare se poate face prin livrarea unui laminat cu proprietăți fizico - chimice cât mai constante pe lungimea și secțiunea laminatului .

Din punct de vedere al procesului tehnologic până în faza de lingou performanțele atinse sunt cele normale pe plan mondial (flux cuptor electric - VAD-VOD) ; ca urmare se focalizează atenția pe partea de deformare , respectiv cea mai sensibilă perioadă , de trecere de la structura de solidificare a lingoului (neomogenă , segregată , afânată) la structură relativ finisată a laminatului (Fig. 3 . 1) .



a - structură lingou



b - structură laminat

Fig . 3.1 - Trecerea de la structura desolidificare a lingoului la structura laminatului

Garantarea stabilității procesului , cunoașterea capacității de deformare în condițiile industriale specifice ; nivel de gaze în oțel , temperatură de turnare , grosime și temperatură perete lingotieră ,

refractare de tren , praf unguent , perioadă de menținere la standul de turnare , condiții de stripare , regim de încălzire etc . pot asigura un produs (în cazul nostru semifabricat) care să permită la prelucrările ulterioare o siguranță a caracteristicilor mecanice și de rezistență la coroziune corespunzătoare utilizării finale a produsului .

3 . 1 CERCETĂRI PRIVIND EFECTUL UNOR FACTORI TEHNOLOGICI ASUPRA MODIFICĂRILOR STRUCTURALE

O analiză completă și corectă care să scoată în evidență influența încălzirii asupra modificărilor structurale la oțelurile inoxidabile austenitice de tip Cr - Ni - Mo ar implica cheltuieli mari . Numai secționarea longitudinală și transversală a unor lingouri ar permite punerea în evidență a variației conținutului de ferită în masa acestora (pentru o compoziție realizată a topiturii) .

Aplicând apoi diverse variante de încălzire se poate constata eficiența acestora în ameliorarea structurii .

Cercetarea efectului menținerii la temperatură ridicată asupra conținutului de ferită s-a efectuat pe probe turnate . S-au constituit trei grupe din trei șarje prelevate înainte de evacuare . Fiecare grupă a fost constituită din cinci probe cu conținut foarte apropiat de ferită (se poate considera același) .

Probele au fost menținute la 1150 °C , după durate prestabilite au fost scoase câte una din fiecare șarjă și răcite (călite) în apă , apoi s-a măsurat conținutul de ferită cu feritmetrul (Tabelul 3 . 1) .

Tabelul 3 . 1

Conținutul inițial de ferită	Conținutul de ferită după menținerea la 1150 °C				
	2 ore	4 ore	8 ore	12 ore	16 ore
8,5 %	6,6 %	4,4 %	3,1 %	2,6 %	2,1 %
9,6 %	6,5 %	4,6 %	4,0 %	3,7 %	3,0 %
11,4 %	8,2 %	5,6 %	4,6 %	4,1 %	3,1 %

Chiar dacă valorile sunt influențate de precizia de determinare sau alți factori aleatori se poate afirma cu siguranță ca menținerea acestui oțel la temperatura de 1150 °C pentru anumite perioade (corelate cu dimensiunea lingoului sau semifabricatului) contribuie la micșorarea conținutului de ferită și implicit la îmbunătățirea deformabilității .

Evoluția structurii și a conținutului de ferită la cald s-a cercetat și cu ajutorul microscopului " Vacutherm " pe probe din oțel

10 TiMoNiCr175 . În acest scop s-au pregătit 4 probe metalografice de forma și dimensiunile celei din figura 3 . 2 .

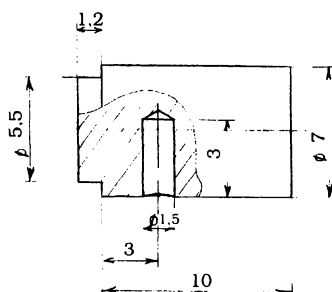


Fig . 3.2 - Probă metalografică pentru microscopul " Vacutherm "

Încălzirea în vid facilitează volatilizarea unor componente ale oțelului . Acest fenomen se accentuează la temperaturi de peste 950°C .

Acești componenți mai volatili se depun pe placuța de protecție a obiectivului microscopului , împiedicând observarea probei în domeniul de temperaturi care prezintă interes .

Depunerile fiind rapide chiar și după schimbarea placuței nu au rezultat destul de clar toate fotografiile microstructurilor .

În tabelul 3 . 2 redăm rezultatele obținute pentru oțelul 10 TiMoNiCr 175 pentru analiza variației conținutului de ferită în funcție de temperatură și durata de menținere cu notația că valorile pot fi considerate doar calitativ .

Tabelul 3 . 2

Numarul probei	Temperatura de încălzire [°C]	Durata de menținere [h]	Conținutul de ferită [%]	
			Inițial	Final
1	1150	1	13,5	4,1
2	1150	2	13,5	4,0
3	1150	2	13,5	5,0
	1200	1		
4	1200	1	9	7,0

Pentru primele trei probe obținute din același semifabricat cu același conținut inițial de ferită s-au făcut mențineri diferite . Pentru proba nr 4 s-a făcut doar o menținere la 1200 °C .

Analiza microstructurilor se prezintă pentru probele numărul 3 și numărul 4, în diferite faze ale încălzirii, în figurile 3.3 și 3.4.

Figura 3.3.a reprezintă microstructura probei numărul 3 cu un conținut de ferită de 13,5%. Prin menținerea acestei probe o oră la 1150 °C conținutul de ferită a scăzut la 4,1%, altă oră de menținere a dus la o variație puțin notabilă la 4,0%; iar o menținere de încă o oră la 1200 °C determină o creștere la 5% a feritei, probabil din cauza feritei δ (vezi probele 1 și 2 pentru estimare evoluție conținut de ferită în proba 3).

Figura 3.3.b reprezintă structura acestei probe după menținerea 2 ore la 1150 °C.

Figura 3.3.c reprezintă evoluția structurii după modificarea temperaturii la 1200 °C și menținerea încă o oră. Se observă tendința de rotunjire și concentrare a insulelor de ferită în masa austenitică.

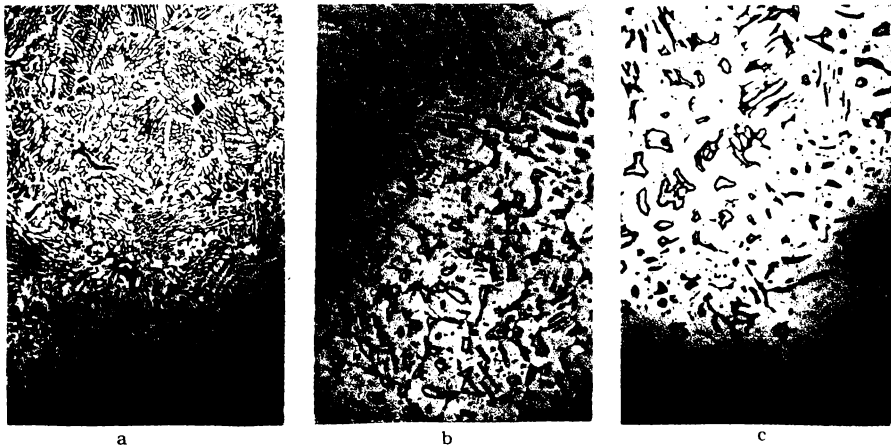


Fig. 3.3 - Evoluția microstructurii probei nr.3 în diferite faze ale încălzirii

Figura 3 . 4 . a reprezintă microstructura probei 4 cu un conținut inițial de ferită de 9 % , iar figura 3 . 4 . b microstructura acestei probe în momentul când temperatura de încălzire a ajuns la 1200 °C .

În figura 3 . 4 . c se observă modificările structurale apărute după o menținere de o ora la 1200 °C . Se poate observa o repartizare neuniformă a feritei pe suprafața microstructurii cu câteva zone de concentrare , dar cu toate acestea ferita este destul de bine fragmentată și globulizată .

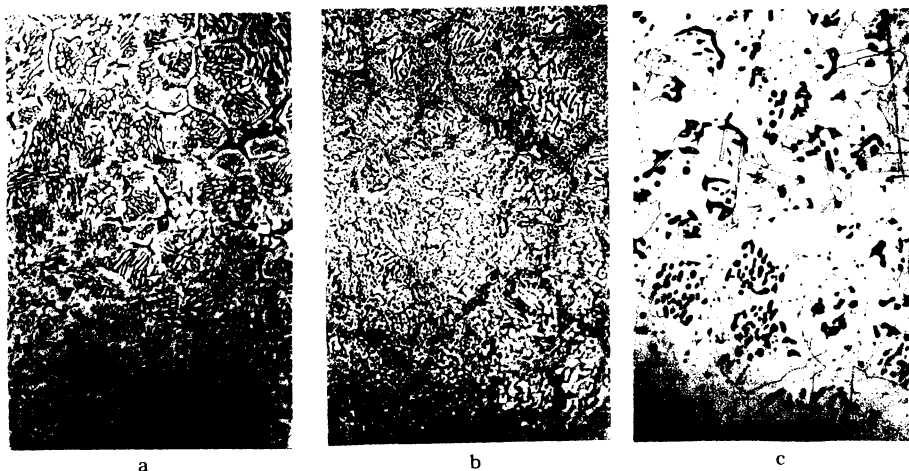


Fig. 3.4 - Microstructura probei 4 în diferite faze ale încălzirii

Din rezultatele acestor experimentări rezultă două concluzii importante pentru tehnologia de încălzire :

- temperatura cea mai potrivită pentru diminuarea conținutului de ferită și globulizarea fazei remanente în oțelul turnat este cuprinsă între 1150 și 1200 °C pentru oțelul 10 TiMoNiCr 175 ;

- depășirea acestui domeniu în oțelul amintit , duce la apariția feritei δ care înrăutățește deformabilitatea .

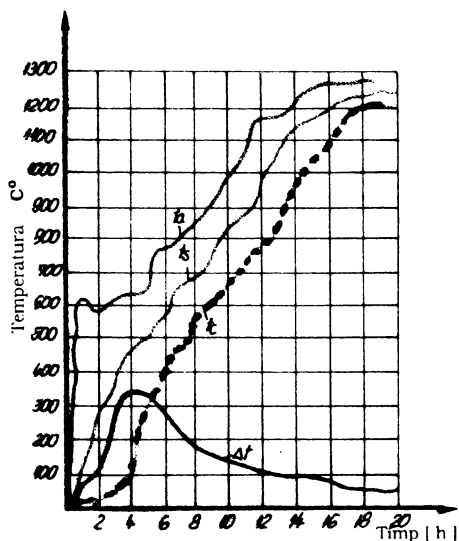
3 . 2 CERCETĂRI INDUSTRIALE PRIVIND VARIATIA CÂMPULUI TERMIC ÎN LINGOURI AUSTENITICE - Cr,Ni,Mo - DETERMINAREA APARIȚIEI GRADIENTULUI TERMIC MAXIM

Pentru cercetare s-au ales două lingouri austenitice cu următoarea compoziție chimică (Tabelul 3 . 3) . Greutatea lingourilor a fost de 2,4 tone .

Tabelul 3 . 3

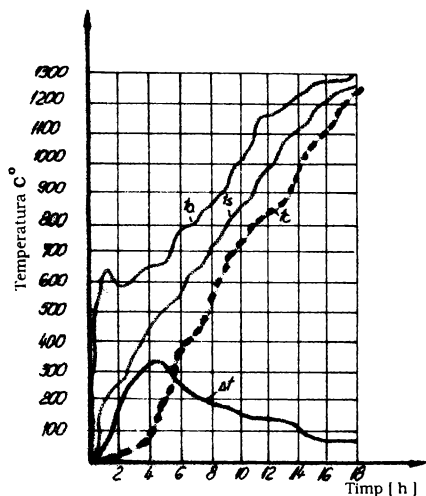
Șarjă	% C	% Mn	% Si	% S	% P	% Cr	% Ni	% Mo	% Ti
1	0,07	1,18	0,65	0,020	0,024	17,1	11,1	2,0	0,46
2	0,07	1,19	0,61	0,024	0,029	16,8	11,4	2,2	-

Cu aceste lingouri echipate cu termocuple Pt-PtRh s-au obținut diagramele din figurile 3 . 5 și 3 . 6 în care se observă comportarea asemănătoare în privința încălzirii a ambelor lingouri .



- t_a - temperatura cuptorului
- t_s - temperatura suprafeței lingoului
- t_c - temperatura centrului lingoului
- $\Delta t = t_s - t_c$ - gradient de temperatură

Fig . 3.5 - Diagrama de încălzire a lingoului de compoziție 1



t_a - temperatura cuptorului
 t_s - temperatura suprafeței
 lingoului
 t_c - temperatura centrului
 lingoului
 $\Delta t = t_s - t_c$ - gradient de temperatură

Fig . 3.6 - Diagrama de încălzire a lingoului de compozitie 2

Pentru măsurarea temperaturii cuptorului s-a utilizat termocupla de pe panoul de aparate iar pentru lingou montarea termocuplelor (două) s-a făcut ca în figura 3 . 7 doar pentru orificiul de pe axa lingoului și cel de la suprafață .

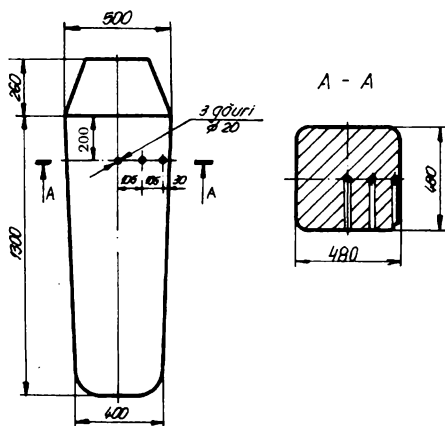


Fig. 3.7 - Amplasarea termocuplelor pentru măsurarea temperaturii în lingouri

Încălzirea s-a efectuat plecând de la cuptor rece , datorită greutatea de montare izolată termic a firelor de legătură ale

termocupleurilor . Pentru răcirea acestora s-a folosit suprapresiune de aer cu două fante de evacuare în cuptor în direcția opusă lingoului .

Pentru că diferențe mari de temperatură au fost înregistrate până la 700 °C (temperatura suprafeței lingoului) s-a trecut la analiza într-un cuptor cu vatră mobilă a influenței diferitelor regimuri termice asupra unui lingou (șarjă 2) .

În acest scop s-a pregătit un lingou experimental (al treilea , de 2,4 tone) în care s-au executat până la axa mediană trei găuri pentru termocuple dispuse în aceeași secțiune transversală (fig . 3 . 7) .

Măsurarea temperaturii s-a făcut cu termocuple Pt-PtRh .

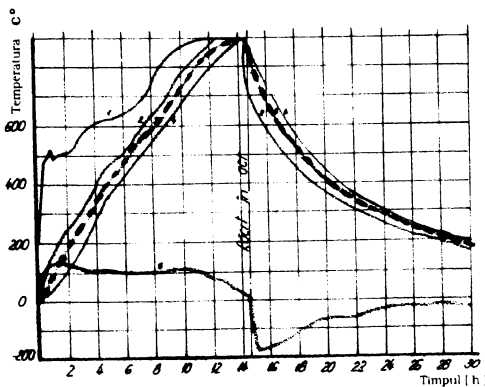
Trebuie menționat că aici lingoul a fost așezat culcat și datorită încălzirii asimetrice (vatra cuptorului fiind întotdeauna mai rece) valoarea gradientului este mai ridicată decât în cuptoarele adânci .

Procesul de încălzire pentru acest tip de oțel diferă de la o uzină la alta și se bazează în cea mai mare parte pe experiența acumulată și condițiile tehnologice specifice .

Creșterea vitezei de încălzire este limitată de diferențele de temperatură ce pot să apară în secțiune și care pot duce la distrugerea compactității lingoului în perioada inițială de încălzire .

Astfel în perioada de preîncălzire , adică până la obținerea în centrul lingoului a temperaturii de 500 - 550 °C , viteza de încălzire este limitată de diferența de temperatură care se formează între suprafața și centrul lingoului și care nu trebuie să depășească o anumită valoare critică , pentru a se evita efectul distructiv al tensiunilor termice și structurale .

Experimentările s-au efectuat în intervalul de temperatură 20 - 900 °C . În figura 3 . 8 avem primul ciclu de încălzire .



- 1 - temperatura cuptorului
- 2 - temperatura suprafeței lingoului
- 3 - temperatura în secțiune mediană
- 4 - temperatura în centrul lingoului
- 5 - $\Delta t = t_2 - t_4$ - gradientul pe secțiune

Fig . 3.8 - Variația temperaturilor în perioada de încălzire și răcire a lingoului (varianta 1)

Diferența maximă de temperatura între suprafață și centrul lingoului de 130 °C a apărut după 1,5 ore de la introducerea lingoului în cuptor .

În continuare temperatura cuptorului crește cu o viteză medie de 46 °C/h , dar diferența de temperatură se menține în jur de 100 °C până la începerea perioadei de egalizare (3 ore) .

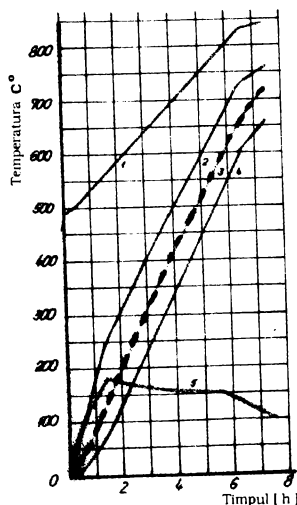
Pe grafic este înregistrată și variația temperaturii în timpul răcirii în aer liber după terminarea perioadei de egalizare la 900 °C .

Valoarea gradientului la răcire este influențată de vatra cuptorului a cărei inerție termică este notabilă . Diferența maximă de temperatură 170 °C se obține la 0,5 ore și trebuie considerată ca fiind mai mare decât în cazul răcirii de la temperatura recomandată de laminare a acestui oțel .

Rezultă că gradientul de temperatură poate atinge valori ce pot conduce la apariția crăpăturilor (nu numai în perioada de încălzire) și după evacuarea din cuptor în cazul răcirii datorită întreruperii accidentale a laminării , când cilindrii sunt răciți cu apă sau când se staționează cu lingoul pe calea cu role etc .

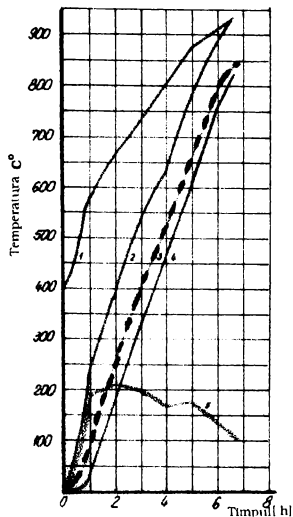
În următoarele variante lingoul s-a introdus în cuptorul încălzit la temperaturi diferite (500 respectiv 400 °C fără menținere pentru egalizare) și încălzirea a fost de 50 °C/h fig. 3 . 9 și 80 °C/h fig. 3 . 10.

În ambele cazuri valoarea gradientului crește , în cazul al doilea gradientul înregistrând maximul de 210 °C .



- 1 - temperatura cuptorului
- 2 - temperatura suprafeței lingoului
- 3 - temperatura în secțiune mediană
- 4 - temperatura în centrul lingoului
- 5 - $\Delta t = t_2 - t_4$ - gradientul pe secțiune

Fig . 3.9 - Variația temperaturilor in perioada de încălzire a lingoului (varianta 2)



- 1 - temperatura cuptorului
- 2 - temperatura suprafeței lingoului
- 3 - temperatura în secțiune mediană
- 4 - temperatura în centrul lingoului
- 5 - $\Delta t = t_2 - t_4$ - gradientul pe secțiune

Fig . 3.10 - Variația temperaturilor in perioada de încălzire a lingoului (varianta 3)

În variantele din figura 3 . 11 și figura 3 . 12 s-a cercetat variația gradientului cu respectarea unei durate de menținere .

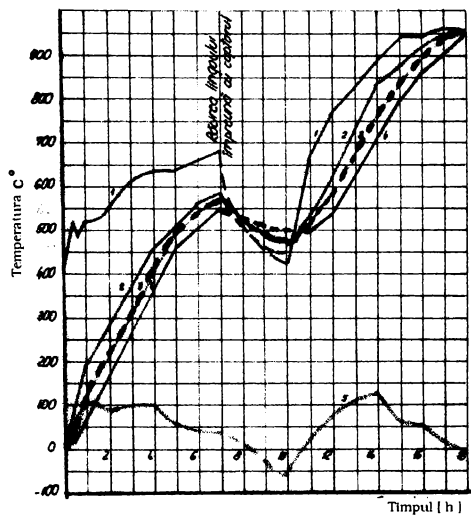
Lingoul a fost introdus în cuptorul încălzit la circa 530 °C și după o menținere de 2 și 2,5 ore temperatura cuptorului a crescut cu 30 °C/h respectiv cu circa 71 °C/h (ultima pentru a face comparație cu situația când încălzirea s-a făcut fără menținere (figura 3 . 10) .

Valoarea mai ridicată a gradientului din figura 3 . 12 (circa 160 °C) se datorește vârfului de 590 °C a temperaturii cuptorului datorită instalației de reglare a debitului combustibilului .

Comparând variantele din figura 3 . 12 și figura 3 . 9 cu și fără menținere se constată că după 7,5 ore lingoul are aproximativ aceeași temperatură însă gradientul termic este mai scăzut ca valoare cu circa 20 °C dacă s-a făcut menținerea .

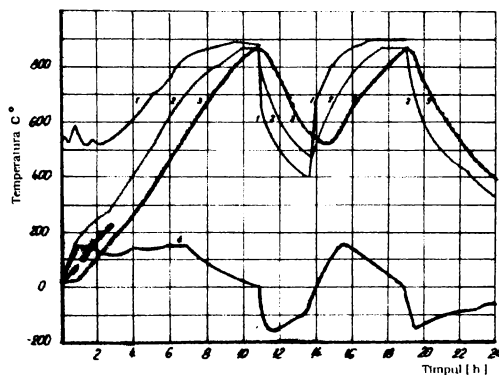
La variantele comparabile ca viteze de încălzire (figura 3 . 12 și figura 3 . 10) deosebirile sunt evidente , gradient maxim diferit cu circa 50 °C .

În variantele din figura 3 . 11 și 3 . 12 s-a cercetat variația fluxului termic în cazul încălzirii lingourilor în stare caldă .



- 1 - temperatura cuptorului
- 2 - temperatura suprafeței lingoului
- 3 - temperatura în secțiune mediană
- 4 - temperatura în centrul lingoului
- 5 - $t=t_2-t_4$ - gradientul pe secțiune

Fig . 3.11 - Variația temperaturilor in perioada de încălzire a lingoului (varianta 4)



- 1 - temperatura cuptorului
- 2 - temperatura suprafeței lingoului
- 3 - temperatura în centrul lingoului
- 4 - $\Delta t=t_2-t_3$ - gradientul pe secțiune

Fig . 3.12 - Variația temperaturilor in perioada de încălzire a lingoului (varianta 5)

După o răcire de 3 ore împreună cu cuptorul figura 3 . 11 și în aer liber figura 3 . 12 (temperatura în centrul lingoului de aproximativ 500 °C) , s-a reluat încălzirea cu 117 respectiv 207 °C/h . Deși diferențele între vitezele de încălzire sunt mari , gradientul maxim crește cu doar 35 °C ceea ce indică îmbunătățirea conductivității termice (mai ales la temperaturi mai mari de 600 °C) .

Din variantele experimentale rezultă valori mai reduse ale gradientului concomitent cu scurtarea timpului de încălzire în cazul menținerii constante (500-600 °C) a temperaturii cuptorului după introducerea lingourilor reci .

Se constată că durata de atingere a gradientului maxim este de circa 1,5 ore față de 1,5 - 2 ore când se renunță la menținere . De asemenea gradientul este mai mare în cazul în care s-a renunțat la menținere .

Pentru ambele variante gradientul scade pe măsura creșterii temperaturii . Apare logică necesitatea practică în cazul încălzirii lingourilor reci de stabilire a unei durate de menținere în cuptor de 2 ore perioadă în care se depășește gradientul maxim .

Concluzii :

- S-a stabilit gradientul de temperatură care se realizează pe secțiunea lingoului în timpul încălzirii la diferite viteze , și pornind de la diferite temperaturi .

- S-a stabilit o durată de menținere la circa 600 °C (temperatura cuptorului) de circa două ore perioadă în care se trece de gradientul termic maxim .

3 . 3 CERCETĂRI PENTRU STABILIREA UNUI REGIM DE ÎNCĂLZIRE CARE SĂ PERMITĂ DIZOLVAREA FAZELOR SECUNDARE ȘI DEFINIREA DOMENIULUI CU PLASTICITATE OPTIMĂ

3 . 3 . 1 Analiza situației existente la S . C . " Siderurgica " S . A . Hunedoara

La Societatea Comercială " Siderurgica " S . A . , regimul termic de încălzire pentru prelucrarea plastică a oțelului de tipul Cr - Ni - Mo se stabilește în funcție de o serie de factori cum sunt : compoziția chimică , compoziția fazică a oțelului , rezistența la deformare la cald , tipul cuptorului , greutatea și dimensiunile lingoului , schema de laminare , etc .

Datorită faptului că structura acestor lingouri este defavorabilă din punct de vedere al deformabilității prin extinderea excesivă a zonei cu cristale columnare , segregării puternice a elementelor de aliere care fac posibilă apariția constituenților cu influență negativă asupra

plasticității , precum și o conductibilitate termică redusă , se recomandă ca încălzirea lingourilor în vederea deformării plastice până în jur de 800 °C să se facă cu viteză redusă pentru că la temperaturi mai ridicate să se poată adopta o viteză mai mare de încălzire . Prelucrabilitatea la cald în bune condiții se obține atunci când structura constă dintr-o singură fază .

Pot fi tolerate cantități mici de ferită în structura oțelurilor austenitice , dar aceasta trebuie să se mențină între anumite limite , fie prin reglarea temperaturii de laminare , fie prin modificarea accelerată a compoziției chimice .

Structura segregată a lingourilor este adesea pronunțată , ceea ce impune menținerea îndelungată la temperatură ridicată pentru omogenizarea oțelului și pentru difuziunea segregăției .

În timpul încălzirii trebuie să se asigure o atmosferă săracă în sulf , deoarece sulful se poate combina cu nichelul , rezultând sulfura de nichel cu o mare tendință de fisurare la deformare .

Durata de încălzire a oțelurilor Cr - Ni - Mo are o influență substanțială asupra plasticității lor . Creșterea duratei de menținere la temperatura de 1150 - 1200 °C reduce substanțial conținutul de ferită . Concomitent se produce coagularea acestei faze care din forma dendritică de turnare se transformă într-o formă globulară , ceea ce îmbunătățește plasticitatea . Aceasta este de înțeles deoarece procesele de dizolvare a feritei și de coagulare a acesteia sunt procese de difuziune , ce se desfășoară în timp .

Astfel , la laminorul de 800 mm a Societății Comerciale "Siderurgica " S . A . Hunedoara sunt stabilite următoarele regimuri termice de încălzire a oțelurilor de tipul dat , funcție de conținutul de ferită (Tabelul 3 . 4) :

Tabelul 3 . 4

Starea lingoului	Ferită [%]	Temp . de încălzire în cuptor [°C]	Durata de menținere după încălzirea în cuptor [ore]	Durata de încălzire până la temperatura de 1200 °C [ore]	Durata de menținere în palier [ore]	Durata de încălzire până la temperatura de 1280 °C [ore]	Durata de menținere în palier [ore]
Caldă	< 5	900	0,5	3 - 4	3 - 4	1,0	1,5 - 2,0
	5,1 - 9	900	0,5	3 - 4	6 - 8	1,0	1,0 - 1,5
	> 9	900	0,5	3 - 4	10 - 12	1,0	1,0
Rece	< 5	600	2,0	10	3 - 4	1,0	1,5 - 2,0
	5,1 - 9	600	2,0	10	6 - 8	1,0	1,0 - 1,5
	> 9	600	2,0	10	10 - 12	1,0	1,0 - 1,5

De menționat că aceste regimuri termice au dat rezultate bune atunci când s-au respectat și când s-a cunoscut conținutul de ferită pe șarje .

Din experiența acumulată , se poate menționa că deformarea plastică a oțelurilor inoxidabile ridică probleme specifice pentru fiecare marcă de oțel și uneori chiar pentru oțeluri din șarje diferite aparținând aceleași mărci .

Este bine cunoscut faptul ca deformabilitatea la cald a unui oțel în stare turnată (ca lingou) este inferioară deformabilității aceluiași oțel în stare deformată plastic , în prealabil .

Oțelurile inoxidabile austenitice nu numai că nu fac abstracție de la această regulă , dar diferența între deformabilitatea celor două stări este și mai accentuată , după cum se poate observa din figura 3.13 .

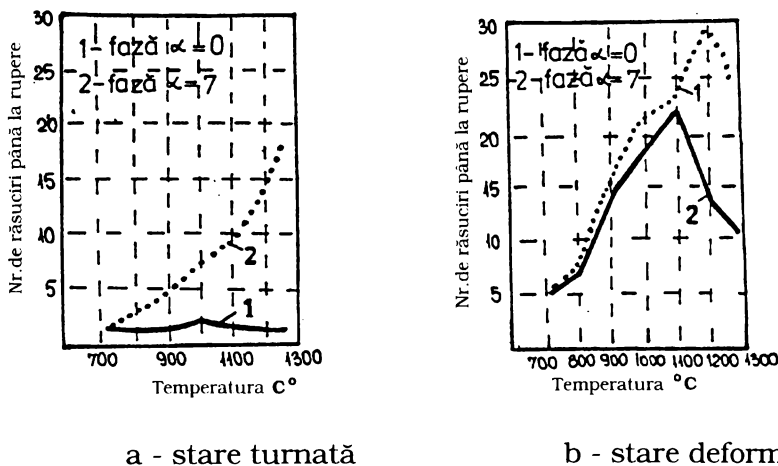


Fig . 3.13 - Deformabilitatea oțelurilor inoxidabile austenitice în stare turnată și deformată

Compoziția chimică și o structură de turnare corespunzătoare sunt condiții de bază care influențează deformabilitatea oțelurilor inoxidabile , dar acestea nu se stăpânesc în totalitate . Funcție de compoziția chimică rezultată , precum și funcție de alți factori cum sunt dimensiunea lingoului , condițiile de turnare și răcire , regimul termic de încălzire , procesul de deformare , apare prezența celei de-a 2-a faze , respectiv ferită , ce duce la o diminuare accentuată a plasticității .

Având în vedere influența defavorabilă a feritei asupra deformabilității oțelurilor austenitice trebuie să se ia măsuri de prevenire a separării acestei faze pe tot parcursul procesului de fabricație , prin : echilibrarea corespunzătoare a compoziției chimice a oțelului în limitele mărcii , utilizarea unor temperaturi de turnare cât mai scăzute posibil , răcirea rapidă până la temperatura de aproximativ 1200 °C , adoptarea unor temperaturi corespunzătoare de încălzire în vederea deformării plastice .

Din cercetările efectuate cu privire la relația dintre plasticitatea și compoziția chimică a oțelurilor inoxidabile austenitice a rezultat o scădere pronunțată a plasticității după depășirea temperaturii de 1150 °C . Această scădere este cu atât mai evidentă cu cât sarjele de oțel au un conținut mai ridicat de ferită . Cercetările microscopice efectuate pe epruvete de la diferite temperaturi arată că după depășirea temperaturii de 1200 °C , numărul de faze crește în mod pronunțat .

De aici trebuie trasă concluzia că înrăutățirea plasticității respectivului sortiment de oțel se datorează cerșterii gradului de binaritate în structură .

Totodată , pe baza cercetărilor microscopice s-a constatat că după depășirea temperaturii de 1050 °C , se observă o dizolvare pronunțată a carburilor , care dispar aproape complet la temperatura de 1150 °C în funcție de durată . Pe baza încercărilor efectuate , temperatura optimă de încălzire a sarjelor de oțel cu un număr mic de faze este de max. 1250 °C . Șarjele cu o cantitate mărită de faze feritice , temperatura de încălzire nu trebuie să depășească 1200 °C sau chiar 1150 °C .

Temperatura finală a prelucrării plastice , poate să fie din punct de vedere a plasticității oțelului , chiar și numai 850 °C , dar pentru evitarea obținerii unor caracteristici necorespunzătoare prin separarea carburilor metalice în timpul răcirii se recomandă ca temperatura de sfârșit de deformare să nu fie sub 930 °C . De menționat , că terminarea deformării la temperaturi mai reduse , în special la oțelurile austenitice cu molibden poate să conducă la accelerarea separării fazei sigma care provoacă fragilizarea produsului .

Un factor care înrăutățește caracteristicile plastice ale oțelului este modul de conducere a procesului de topire mai precis conținutul de gaze și în special oxigenul . Astfel 0,01 % O₂ duce la deteriorarea și chiar la rebutarea materialului .

Pentru fabricarea țevelor din oțeluri austenitice cu molibden se recomandă oțeluri austenitice foarte stabile bogate în nichel ca 18 - 10 ; 18 - 12 ; 18 - 14 și nu de tipul 18 - 8 cu Mo .

Un adaos de 0,02 - 0,5 % aliaj de ceriu și lantan favorizează mult deformabilitatea acestor oțeluri .

Unele defecte rezultate după deformare , mai pot să apară și din cauza unor incluziuni , în special a nitrurilor de titan ce se așează pe marginile grăunților și rezultă defecte sub forma de solzi .

Conținutul de Pb în cantități de 0,01 % în compoziția oțelului poate provoca defecte sub formă de rupturi în timpul deformării .

Din cercetările efectuate la laminorul 800 mm pe un număr de 70 șarje din oțel inoxidabil Cr - Ni - Mo din punct de vedere a influenței unor elemente asupra deformabilității acestor oțeluri s-a ajuns la concluzia că în condițiile asigurării conținutului de Cr , Ni și Mo în limitele stabilite din STAS s-a constatat că o influență considerabilă asupra deformabilității a avut-o conținutul de mangan .

Astfel , dintr-o prelucrare statistică , reprezentată în diagrama din figura 3 .14 , a rezultat că la un conținut de sub 1 % Mn , șarje întregi s-au rebutat . Pe măsura cerșterii procentului de Mn , a crescut și scoaterea , ajungându-se ca scoaterea maximă să se obțină la un conținut de mangan între 1,2 % și 1,6 % . Probabil influența manganului a constituit-o acțiunea favorizantă a manganului asupra stabilizării austenitei .

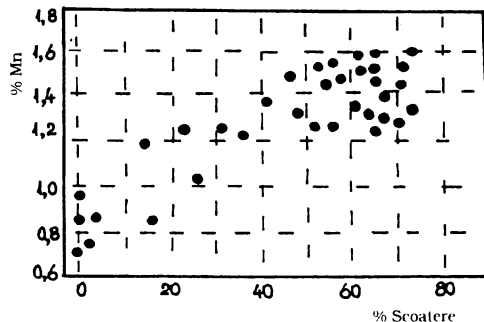


Fig . 3.14 - Influența conținutului de Mn asupra deformabilității oțelurilor Cr - Ni - Mo

Cu toate că Si este un element alfađen , totuși din cercetările care s-au efectuat , a rezultat că este necesară prezența sa între anumite limite , dar nu mai mult de 0,50 % deoarece datorită efectului său fertilizant poate influența negativ asupra deformabilității .

De asemenea , s-a limitat procentul de aluminiu la max. 0,03 % ; avându-se în vedere faptul că nu s-a putut asigura un conținut foarte redus de incluziuni nemetalice în special de oxizi , a fost necesară limitarea aluminiului .

Ferită odată apărută în structură poate fi redusă prin aplicarea unui tratament termic de regenerare a structurii austenitice , prin mențineri suficient de îndelungate la temperaturi de 1100-1200 °C , astfel încât rețeaua de ferită , din structura de turnare să se dizolve sau să se fărâmițeze .

Din cercetările efectuate , a rezultat că o menținere de 8 ore la temperatura de 1150 °C când conținutul de ferită este sub 8 % , aceasta s-a dizolvat complet .

Încercările efectuate pe un oțel cu 10 % ferită cu menținere 16 ore la temperatura de 1150 °C nu a dus la dispariția completă a feritei.

Din experiența Societății Comerciale " Siderurgica " S . A . Hunedoara , se poate trage concluzia că la conținuturi de ferită până la 11,0 % trebuie să se aplice un tratament de regenerare în faza lingou cu mențineri funcție de conținutul de ferită la temperatura de 1150 °C .

La șarjele cu ferită peste 11 % deformarea se face în două cicluri , respectiv în prima fază se aplică un tratament de regenerare și laminare la 400 x 400 mm , după care urmează polizarea pentru îndepărtarea defectelor de suprafață . În faza a 2-a materialul metalic se reîncălzește și se laminează la dimensiunea finită .

Analizând situația existentă la Societatea Comercială "Siderurgica " S . A . Hunedoara în privința tehnologiei actuale de laminare a acestor oțeluri , rezultă următoarele :

- Se poate afirma că experiența acumulată în acest domeniu se ridică la nivelul uzinelor bune din străinătate ;
- Șarjele al căror conținut de ferită este de până la 5 % au o deformabilitate bună . În timpul laminării acestora nu apar defecte de suprafață importante ;
- Șarjele cu conținut de ferită cuprins între 5-9 % au o deformabilitate mai scăzută . O înrăutățire mai pronunțată a deformabilității se observă la cca. 9 % ferită . Din cauza formării defectelor de suprafață , în multe cazuri laminarea lingourilor trebuie întreruptă la secțiuni intermediare ;
- Șarjele cu conținut de ferită peste 9 % au o deformabilitate foarte slabă . În majoritatea cazurilor laminarea lor trebuie întreruptă din cauza unor defecte de suprafață pronunțate . Aceasta duce la obținerea unor productivități scăzute , consum ridicat de energie , oțel și manoperă .

Totodată , pentru a realiza o scoatere la aceste calități pe produs finit de cca. 70-72 % se prevede numai utilizarea lingourilor în stare caldă (cu temperatura peste 700 °C) având în vedere măsurile deosebite de precauție ce trebuie luate la încălzirea lingourilor reci din aceste mărci .

De aceea , obiectivul urmărit prin cercetarea efectuată este găsirea unor soluții de dizolvare a feritei în masa de bază a structurii oțelului și îmbunătățirea deformabilității pe această cale , precum și reducerea duratei de încălzire , comparativ cu tehnologia actuală .

3 . 3 . 2 CERCETĂRI PENTRU DETERMINAREA REGIMULUI DE ÎNCĂLZIRE , CARE SĂ ASIGURE O STRUCTURĂ FAVORABILĂ DEFORMĂRII

Cercetările privind stabilirea unui regim de încălzire cu eficiență mărită privind dizolvarea feritei în masa de bază s-au efectuat pe probe luate din șarje industriale de oțel Cr - Ni - Mo , elaborate la Societatea Comercială ” Siderurgica ” S . A . Hunedoara , la sfârșitul anului 1992 .

Scopul urmărit a constat în găsirea unor soluții tehnologice de scurtare a ciclului de încălzire , precum și de dizolvare a feritei în structura de bază , la șarjele care după turnare se obțin cu un procent mai mare de 9 % , în vederea îmbunătățirii prelucrării prin laminare .

Astfel , s-au cercetat patru șarje din oțel de tipul Cr - Ni - Mo , respectiv șarjele : 1 , 2 , 3 și 4 , a căror compoziție chimică este data în tabelul 3 . 5 .

Tabelul 3 . 5

Șarjă	% C	% Mn	% Si	% S	% P	% Cr	% Ni	% Mo	% Ti
1	0,026	0,68	0,27	0,020	0,042	17,24	13,68	2,60	-
2	0,038	1,16	0,27	0,016	0,044	17,87	12,35	2,15	0,24
3	0,017	1,05	0,18	0,011	0,045	18,20	14,29	2,69	-
4	0,046	1,18	0,47	0,016	0,045	17,41	12,15	2,09	0,16

Analizând conținutul de ferită a șarjei 1 s-a constatat că procentul de ferită stabilit industrial în secție a oscilat între 11-12 % , iar pe probele supuse cercetării , aceasta a fost găsită între 9 și 10 % .

Pentru șarja 2 conținutul de ferită stabilit industrial a fost cuprins între 10 - 11 % , iar pe probele din aceeași șarjă supuse cercetării , valoarea conținutului de ferită a fost găsită între 8 - 10 % .

Pentru șarja 3 conținutul de ferită stabilit industrial nu a depășit 8 % , dar pe probele din aceeași șarjă supuse cercetării , conținutul de ferită a oscilat între 9 - 10 % .

Conținutul de ferită determinat industrial pentru șarja 4 a fost cuprins între 8 - 9 % , iar probele prelevate pentru cercetare au confirmat aceste valori .

Pentru a studia dispersia feritei în masa de bază a structurii oțelului turnat , din șarja 1 s-au turnat 2 lingouri mici (de 50 kg. fiecare) și probe ” cuantovac” care au constituit materia primă pentru cercetare . Unul din aceste lingouri a fost debitat transversal sub formă de plăci cu dimensiunea medie de 120x120x20 mm .

Rezultatele obținute sunt prezentate în diagramele din figurile 3 . 15 - 3 . 30 , care reprezintă atât dispersia feritei în masa de bază , cât și topografia punctelor în care s-a măsurat conținutul de ferită pe suprafața transversală a lingoului .

Se observă că distribuția feritei atât în aceeași secțiune transversală cât și la diferitele nivele pe înălțimea lingoului este neuniformă . Aceasta se datorează segregăției elementelor de aliere din masa lingoului de pornire care se produc în procesul de solidificare și răcire .

Astfel , procentul de ferită format la solidificarea lingourilor și repartiția acestuia pe secțiune depind atât de compoziția chimică cât și de parametrii procesului de elaborare - turnare (temperatura de turnare , viteza de răcire după solidificare , în special în domeniul temperaturilor ridicate , peste 1000 - 1100 °C) .

Micșorarea distanțelor dintre insulele de ferită și alungirea acestora în cursul deformării plastice duce la accelerarea proceselor de difuziune . Dacă încălzirea pentru laminare și laminarea au loc în intervalul de temperatură de minimă stabilitate a feritei se produce solubilizarea acesteia . Dacă însă temperatura este prea ridicată , este posibilă creșterea conținutului de ferită .

Analizând topografia punctelor de pe suprafața transversală a calupurilor obținute din lingoul turnat din șarja 1 (fig. 3 . 15 - 3 . 30) se observă că cel mai mic conținut de ferită apare spre exteriorul lingoului. Spre centrul acestuia conținutul crește continuu , înregistrând în unele cazuri o ușoară scădere pe axa mediană .

În general , conținutul maxim de ferită în secțiune transversală se află la aproximativ o treime din latura plăcilor de o parte și de altă a centrului . La fabricarea țevelor , spre exemplu , zona cu conținut ridicat de ferită este chiar zona care suportă gradul mai mare de deformare , pericolul de fisurare fiind în această zonă cel mai ridicat . Apare deci cu atât mai importantă asigurarea unui conținut de ferită cât mai scăzut în vederea îmbunătățirii deformabilității oțelului și creșterii procentului de scoatere .

În urma acestor constatări prealabile , s-a trecut la încercările propriu - zise în vederea dizolvării feritei , scurtării ciclului de încălzire și reducerii numărului de cazuri de laminare dublă , (evitarea trecerii prin faze de reîncălzire) pentru laminarea în continuare (la laminorul 800 mm) .

Pentru aceasta s-a recurs la calcule analitice a timpului de încălzire pentru probele din acest oțel atât a celor de forma unor plăci, cât și a probelor de tip " cuantovac " .

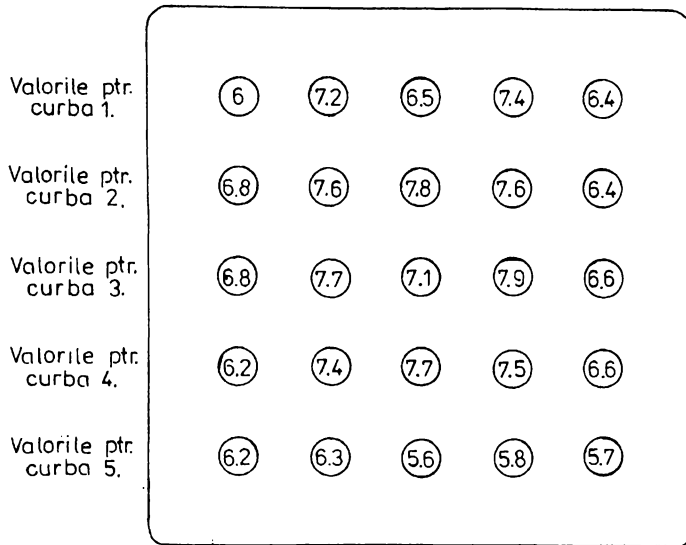


Fig . 3.15 - Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei nr . 1

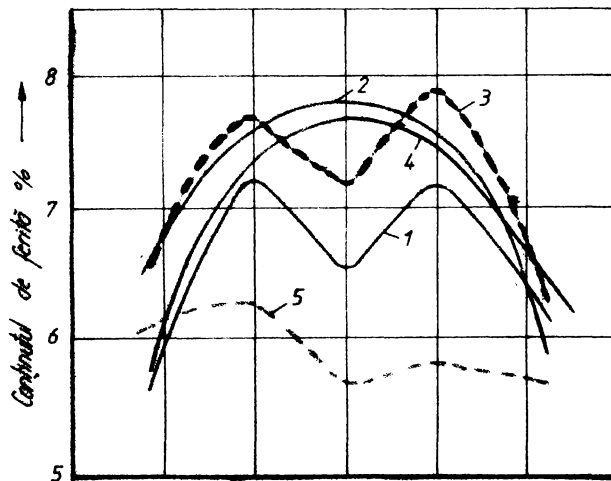


Fig . 3.16 - Diagrama dispersiei feritei pentru proba nr. 1

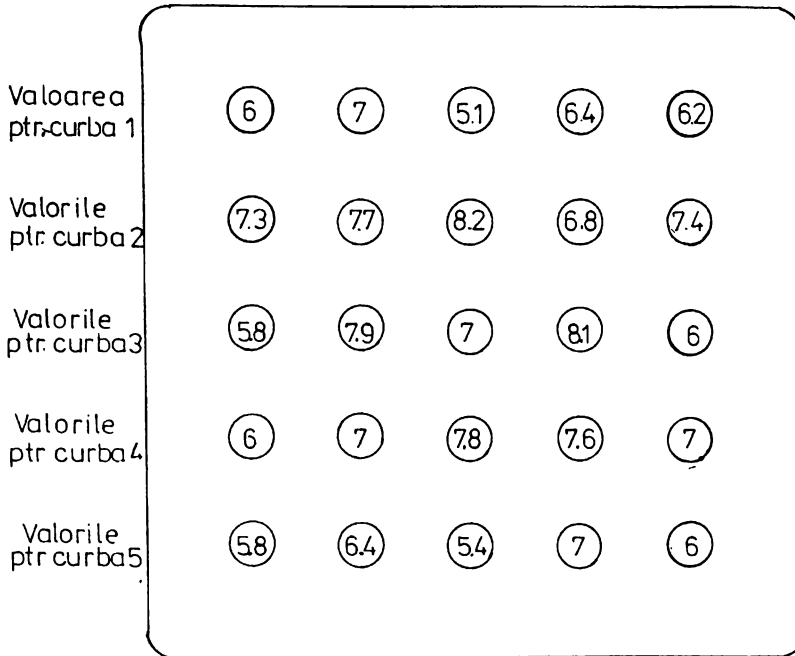


Fig . 3.17 - Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei nr . 2

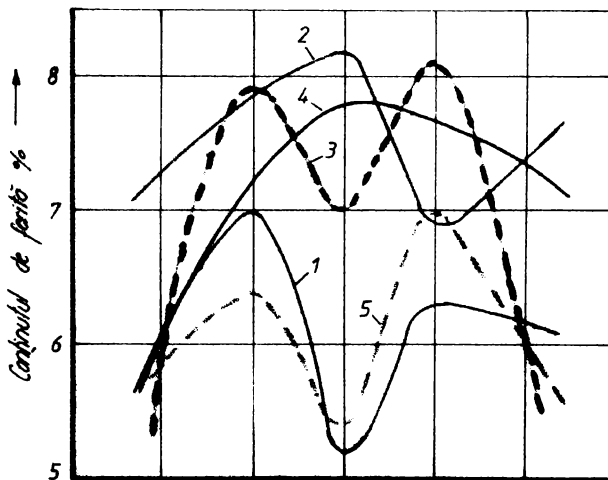


Fig . 3.18 - Diagrama dispersiei feritei pentru proba nr. 2

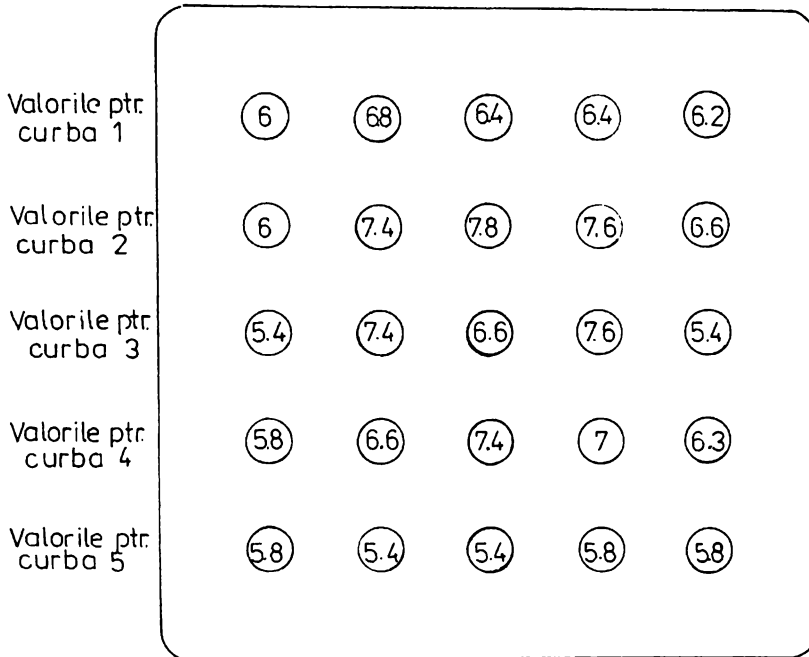


Fig . 3.19 - Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei nr . 3

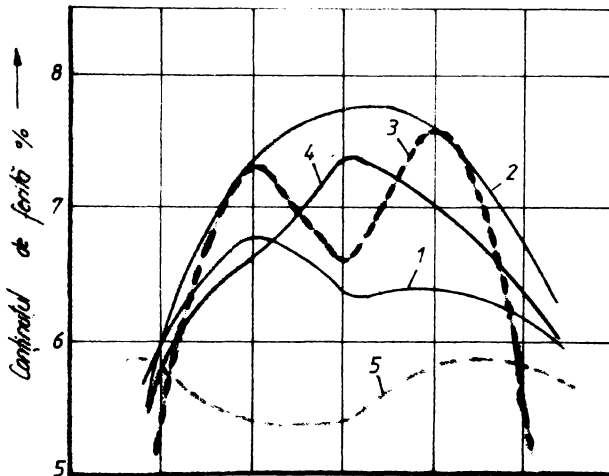


Fig . 3.20 - Diagrama dispersiei feritei pentru proba nr. 3

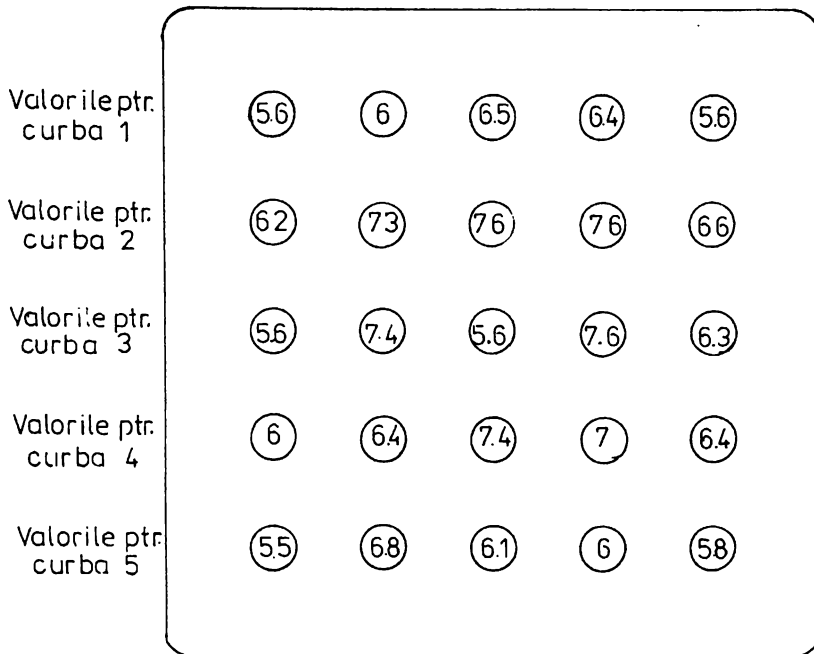


Fig . 3.21 - Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei nr . 4

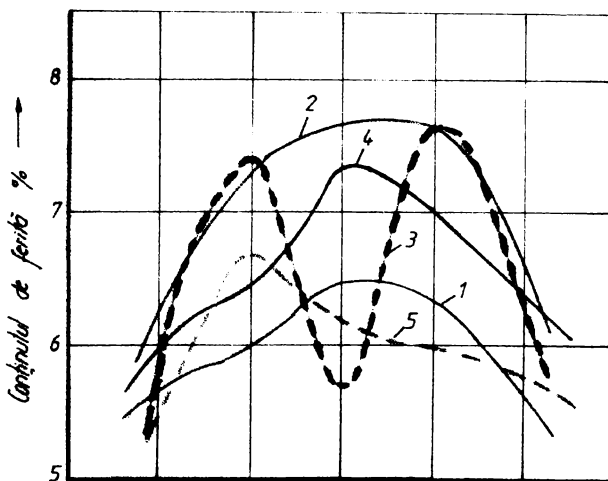


Fig . 3.22 - Diagrama dispersiei feritei pentru proba nr. 4

Valorile ptr. curba 1.	5.8	6.8	6.2	6.2	6
Valorile ptr. curba 2.	6.4	7.8	7.3	7	6.6
Valorile ptr. curba 3.	5.1	7.7	6.8	7.6	6.4
Valorile ptr. curba 4.	6	7.2	7.6	7.2	6.7
Valorile ptr. curba 5.	5.3	6	5.8	6.4	6

Fig . 3.23 - Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei nr . 5

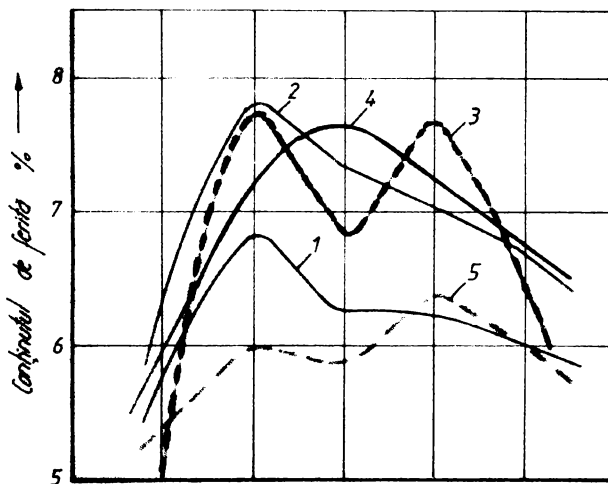


Fig . 3.24 - Diagrama dispersiei feritei pentru proba nr. 5

Valorile ptr. curba 1.	5.9	6.8	6.8	6.5	5.8
Valorile ptr. curba 2.	6	7.7	7.9	7.1	6.6
Valorile ptr. curba 3.	5.1	8	6.7	7.2	6.2
Valorile ptr. curba 4.	5.8	6.8	7.8	6.8	6.4
Valorile ptr. curba 5.	5.3	6.3	5.7	6.2	5.4

Fig . 3.25 - Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei nr . 6

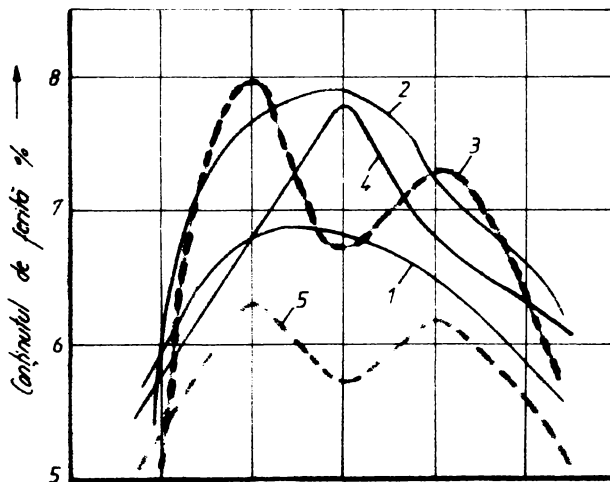


Fig . 3.26 - Diagrama dispersiei feritei pentru proba nr. 6

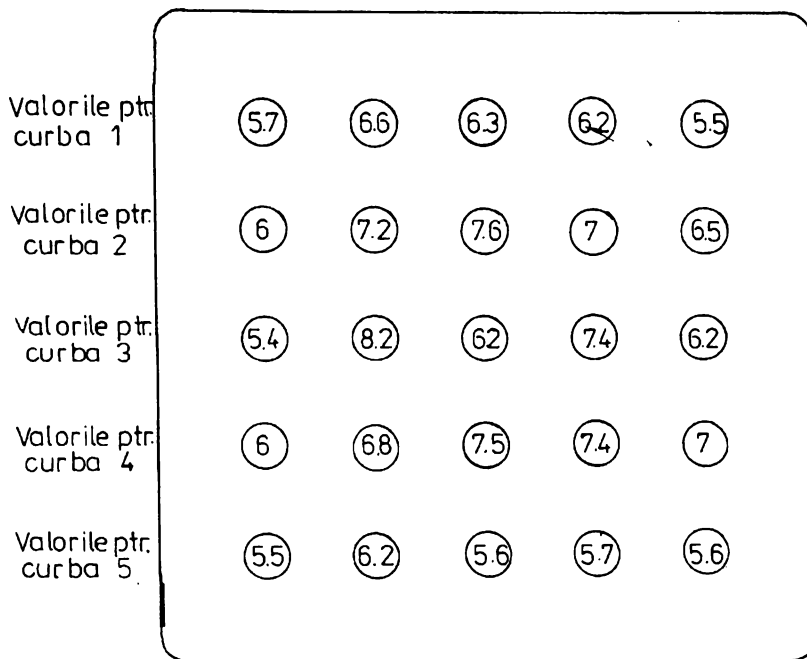


Fig . 3.27 - Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei nr . 7

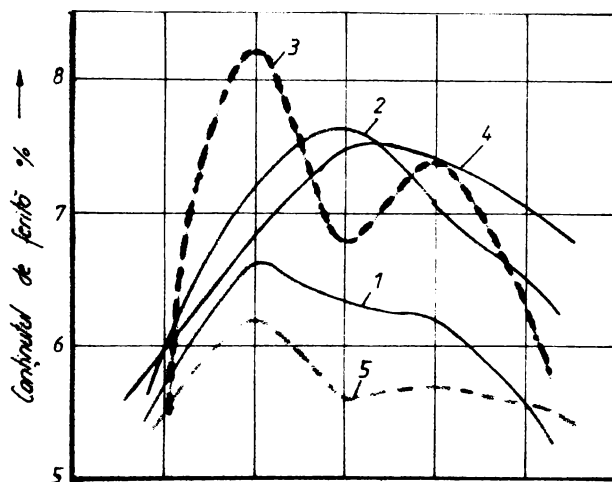


Fig . 3.28 - Diagrama dispersiei feritei pentru proba nr. 7

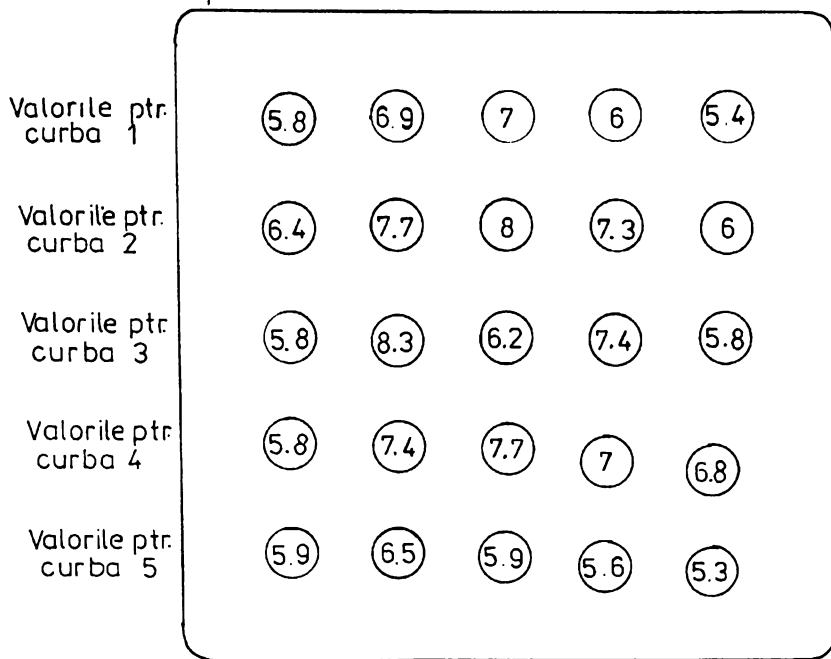


Fig . 3.29 - Topografia punctelor de pe suprafața transversală a probei nr . 8

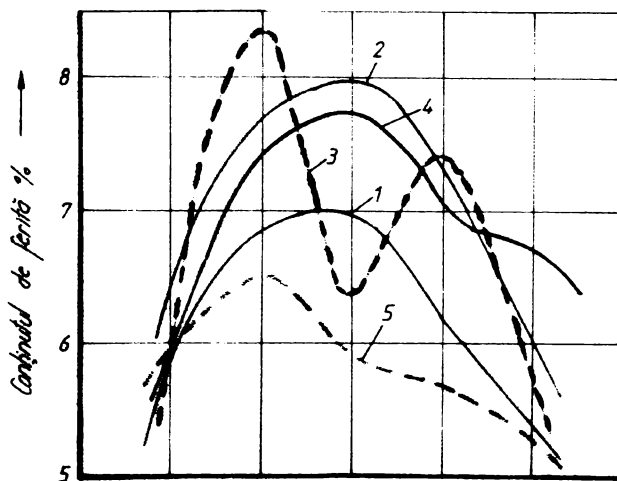


Fig . 3.30 - Diagrama dispersiei feritei pentru proba nr. 8

Întrucât timpul necesar încălzirii probelor de tip ” cuantovac ” este mai mare decât a celor sub formă de plăci cu dimensiunea 110x120x20 mm , s-a procedat numai la calculul timpului de încălzire pentru probele de formă cilindrică .

Calculul timpului de încălzire

Valoarea parametrilor oțelului de tipul Cr - Ni - Mo pentru calculul timpului de încălzire sunt următorii :

- conductibilitatea termică a oțelului $\lambda = 36,49622 \text{ W/m} \cdot ^\circ\text{K}$;
- căldura specifică a oțelului $c_p = 0,5483 \text{ KJ/Kg} \cdot ^\circ\text{K}$;
- coeficient de transmitere a căldurii de la mediu la oțel
 $\alpha = 165,0386 \text{ W/m}^2 \cdot ^\circ\text{K}$;
- masa specifică (densitatea) $\rho = 7720 \text{ Kg/m}^3$;
- difuziunea termică a materialului
 $a = \frac{\alpha \cdot R}{c_p \cdot \rho} = 0,031 \text{ m}^2/\text{h}$.

Se admite temperatura mediului $1200 \text{ }^\circ\text{C}$.
 Determinarea criteriului Biot :

$$B_i = \frac{\alpha \cdot R}{\lambda} = \frac{165,0386 \cdot 0,03}{36,49622} = 0,13566 \approx 0,14$$

$B_i = 0,14$, deci suntem în cazul încălzirii unui produs ” subțire ”.

Se determină criteriul θ_s cu relația :

$$\theta_s = \frac{t_m - t_s}{t_m - t_0}$$

în care :

t_m - reprezintă temperatura mediului de încălzire, în $^\circ\text{C}$;

t_s - temperatura la suprafața oțelului , în $^\circ\text{C}$;

t_0 - temperatura mediului ambiant , în $^\circ\text{C}$.

Înlocuind se obține :

$$\theta_s = \frac{1200 - 1180}{1200 - 18} = 0,0169 \approx 0,017$$

Pentru $B_i = 0,14$ și $\theta_s = 0,017$ rezultă criteriul Baussinesq $B_q = 0,36$
 Folosind notațiile prezentate , timpul de încălzire (τ) se calculează cu relația :

$$\tau = \frac{\lambda \cdot c_p \cdot \rho}{\alpha^2} \cdot B_q = \frac{36,49622 \cdot 0,5483 \cdot 7720}{165,0386^2} \cdot 0,36 = 0,56694 \quad \text{h}$$

$$\tau = 0,56694 \text{ h} \approx 34 \text{ min}$$

Calculăm temperatura centrului probei (t_c) la sfârșitul perioadei de încălzire cu relația :

$$t_c = t_m - \theta_c \cdot (t_m - t_0) \quad ^\circ\text{C}$$

în care criteriul θ_c se determină funcție de Bi și B_q

$$\theta_c = 0,02 \text{ pentru valorile } Bi=0,14 \text{ și } B_q=0,36 .$$

Înlocuind în relația precedentă valorile determinate se obține :

$$t_c = 1200 - 0,02 \cdot (1200 - 18) = 1176 \quad ^\circ\text{C}$$

Deci la sfârșitul perioadei de încălzire diferența de temperatură între suprafața și centrul probei va fi :

$$\Delta t_i = t_s - t_c = 1200 - 1176 = 24 \quad ^\circ\text{C}$$

Calculăm timpul de menținere necesar pentru egalizarea temperaturii . Se admite la sfârșitul acestei perioade o diferență de temperatură pe secțiunea probei de :

$$\Delta t_f = 1 \quad ^\circ\text{C}$$

Calculăm criteriul $\Delta\theta$, cu relația :

$$\Delta\theta = \frac{\Delta t_f}{\Delta t_i} = \frac{1}{24} = 0,0417 \approx 0,04$$

Pentru $\Delta\theta = 0,04$,rezultă valoare criteriului Baussinesq :

$$B_q = 0,16$$

Durata de egalizare (τ_m) se calculează cu relația de calcul a timpului de încălzire , prezentată anterior :

$$\tau_m = \frac{\lambda \cdot c_p \cdot \rho}{\alpha^2} \cdot B_q = \frac{36,49622 \cdot 0,5483 \cdot 7720}{165,0386^2} \cdot 0,16 = 0,25 \text{ h}$$

$$\tau_m = 0,25 \text{ h} \approx 15 \text{ min} .$$

Pe baza rezultatelor analitice a timpilor de încălzire determinați pentru probele de tip " cuantovac " , precum și analiza actualei

tehnologii , s-au experimentat diferite diagrame de încălzire rezultând și transformările structurale corespunzătoare (Fig. 3 . 31 - Fig. 3 . 37).

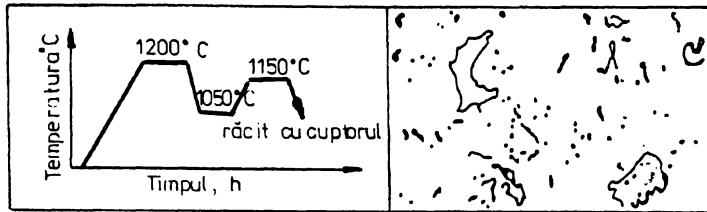


Fig . 3.31 - Diagrama de încălzire și structura rezultată pentru varianta 1

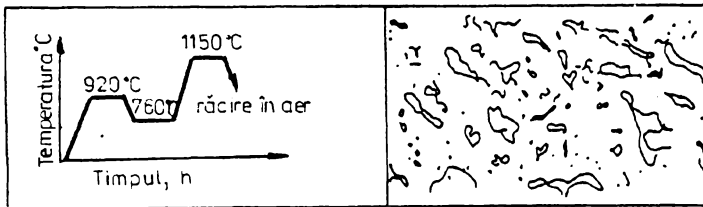


Fig . 3.32 - Diagrama de încălzire și structura rezultată pentru varianta 2

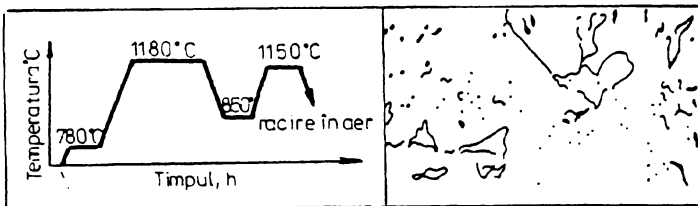


Fig . 3.33 - Diagrama de încălzire și structura rezultată pentru varianta 3

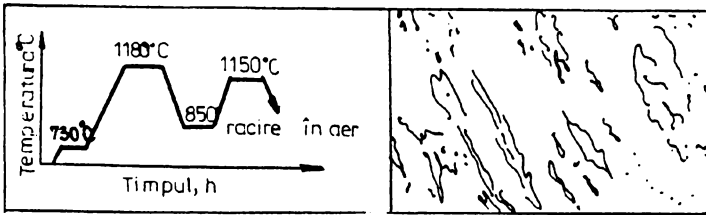


Fig . 3.34 - Diagrama de încălzire și structura rezultată pentru varianta 4

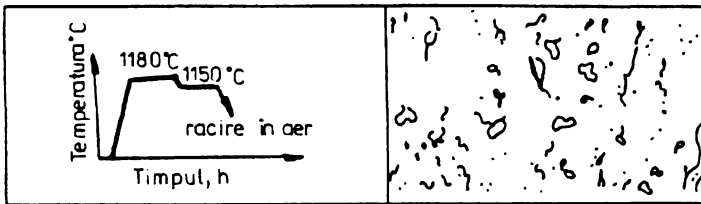


Fig . 3.35 - Diagrama de încălzire și structura rezultată pentru varianta 5

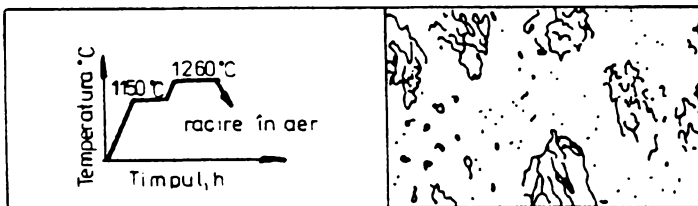


Fig . 3.36 - Diagrama de încălzire și structura rezultată pentru varianta 6

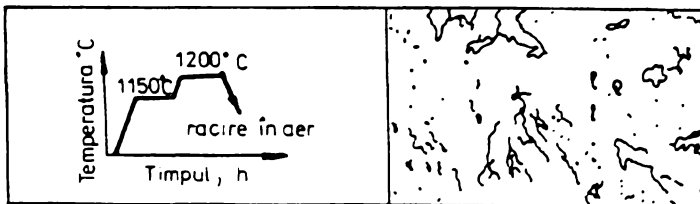


Fig . 3.37 - Diagrama de încălzire și structura rezultată pentru varianta 7

Aplicând regimul de încălzire dat de diagrama din figura 3 . 31, conținutul de ferită a oțelului s-a redus de la 12 % la 8 % . Structura obținută scoate în evidență tendința de separare a carburilor la limita dintre grăunți , ce constituie amorse tensionale de fisurare și scade rezistența la coroziune .

Apariția acestui fenomen este cauzată de viteza insuficientă de răcire . Pentru a evita tendința de separare a carburilor s-au experimentat variante de încălzire cu aplicarea unor viteze mari de răcire .

Astfel , efectuând încălzirea oțelului după diagrama din figura 3.32 , se observă în structură o ușoară tendință de globulizare și fărămițare a feritei , precum și o diminuare a acestei faze de la 12 % la 8 % .

Alte variante de încălzire experimentate (fig. 3 . 33 și 3 . 34) , diferă de primele prin complexitatea lor și durata de menținere la diferite temperaturi . Rezultatele obținute după încălzirea pendulară aplicată arată o reducere satisfăcătoare a conținutului de ferită , dar în ambele cazuri forma sub care se prezintă în structură acest constituent este de nedorit , întrucât favorizează fisurarea oțelului la prelucrare .

Încălzirea după un regim asemănător s-a dovedit economic nerentabilă , având în vedere consumul ridicat de combustibil .

Aceste considerente au determinat cercetarea unor soluții mai simple , ușor de reprodus în condiții industriale și cu efect mai mare în privința dizolvării sau globulizării feritei .

Dintre acestea , prezintă interes pentru practică diagrama din fig. 3 . 35 .

Analizând structura obținută după încălzirea în acest regim se constată rezultate favorabile în privința dizolvării feritei (de la 12 % la 5 %) , precum și tendința mare de globulizare a fazei remanente .

Definirea domeniului maxim a temperaturii de laminare necesită cercetarea fenomenelor care se produc în structura oțelului la temperaturi mai ridicate . Pentru aceasta s-a experimentat încălzirea după diagramele din figurile 3 . 36 și 3 . 37 , utilizând probe cu conținut inițial de ferită 10 % . În cazul încălzirii după diagrama din figura 3 . 36 , ferita a crescut la 16 % , observându-se în structură precipitarea ei sub forma unor cuiburi , care de fapt este ferita δ constituent ce înrăutățește plasticitatea .

Inceputul domeniului de apariție a feritei δ este legat de diagrama din figura 3 . 37 și structura respectivă din care se constată parțial o globulizare a feritei , dar în același timp și o tendința de precipitare .

Pentru a defini mai concret regimul optim de încălzire s-au efectuat și încercări de deformabilitate prin metoda torsionării la cald în intervalul 1000-1250 °C .

Caracteristicile tehnologice obținute , respectiv plasticitatea exprimată prin numărul de răsuciri până la rupere (N) și rezistența la deformare - exprimată prin valoarea momentului corespunzător ruperii (M) , sunt date în fig. 3 . 38 .

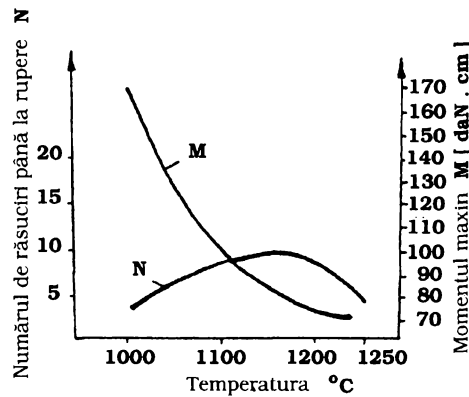


Fig . 3.38 - Caracteristicile tehnologice obținute prin metoda torsionării la cald

Se observă ca plasticitatea nu înregistrează o valoare ridicată ; totuși nivelul maxim se situează în jurul temperaturii de 1150 - 1200 °C . De asemenea , în structura probelor răsucite la 1200 °C s-a observat tendința de creștere a conținutului de ferită .

Corelând rezultatele de deformabilitate cu efectele structurale obținute din încercările de încălzire pendulară se observă că temperatura optimă de încălzire în vederea laminării (nivelul maxim) este de 1180 °C .

Aplicând rezultatele cercetării , s-a conceput o nouă tehnologie de încălzire a lingourilor din această calitate (indicată cu linie plină în figura 3 . 39) , comparativ cu tehnologia actuală (indicată cu linie întreruptă în aceeași figură) având ca efect reducerea duratei de încălzire și eficiență ridicată în privința dizolvării și globulizării feritei în structura de bază .

Temperatura de sfârșit de laminare se recomandă în jur de 1000 °C . Această afirmație se bazează pe valorile ridicate ale rezistenței la deformare a oțelului și pe nivelul mai scăzut al plasticității datorită gradului mai ridicat de aliere care are ca efect micșorarea vitezei de recristalizare în cursul prelucrării la cald .

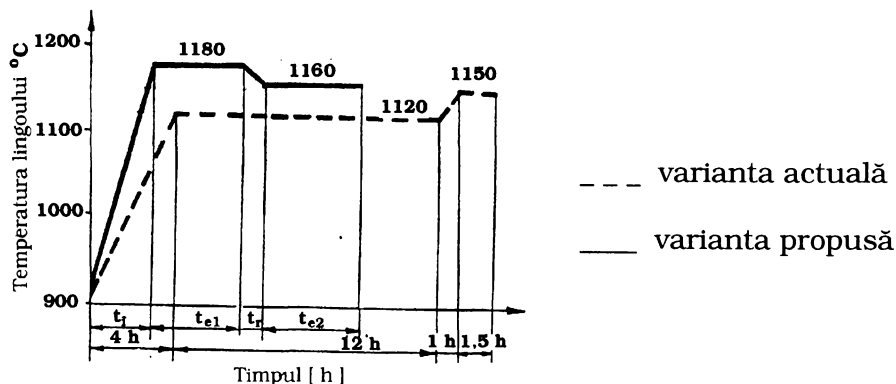


Fig . 3.39 - Diagrama de încălzire a lingourilor din oțel de tipul Cr - Ni - Mo

3 . 3 . 3 Cercetări pentru determinarea regimului de încălzire corelat cu definirea domeniului de plasticitate optimă

3 . 3 . 3 . a Prezentarea metodei de lucru

Uzual se caută a se defini deformabilitatea ca ansamblu de proprietăți ce caracterizează comportarea la deformare .

Caracterizarea se face îndeosebi prin două proprietăți ale materialelor (metalice) plasticitatea și rezistența la deformare .

Pentru tipul de oțel ales forțele de deformare variază în limite rezonabile , ceea ce trebuie urmărit și poate asigura garantarea nivelului de utilizare este plasticitatea .

Prin plasticitate se înțelege capacitatea unui metal de a se deforma permanent fără a-și pierde integritatea (fără a se fisura) . Plasticitatea se exprimă prin gradul de deformare în condițiile unei scheme de tensiuni și de deformare date , până la care materialul nu se distruge (limita de plasticitate) .

Pentru determinarea deformabilității am ales metoda de determinare a acesteia prin răsucire la cald .

În cadrul acestei metode deformabilitatea la cald a oțelului se determină supunând la răsucire o epruvetă cilindrică menținută la temperatura de deformare într-un cuptor tubular .

Mărimea momentului necesar răsucirii epruvetei exprimă rezistența la deformare , iar numărul de răsuciri până la rupere exprimă limita de plasticitate a oțelului respectiv .

Această metodă este singura care permite obținerea de deformări mari pe toată lungimea epruvetei . De aceea se folosește în special la determinarea caracteristicilor metalului la deformări mari .

Având în vedere faptul că tensiunile de forfecare joacă un rol important în procesul de laminare și de forjare , deformabilitatea determinată prin răsucire reflectă destul de fidel comportarea oțelului la deformare plastică la cald . Deoarece epruveta este menținută în cuptor în timpul deformării , se poate asigura controlul temperaturii .

Se utilizează aproape în exclusivitate răsucirea cu menținere constantă a lungimii epruvetei .

Această variantă a metodei de determinare a deformabilității la cald a oțelurilor , cu toate că nu realizează o deformare prin forfecare pură , este preferată , deoarece viteza de deformare poate fi ușor menținută constantă în lungul epruvetei .

Determinarea deformabilității la răsucire se face cu ajutorul unei mașini de tipul celei din figura 3 . 40 .

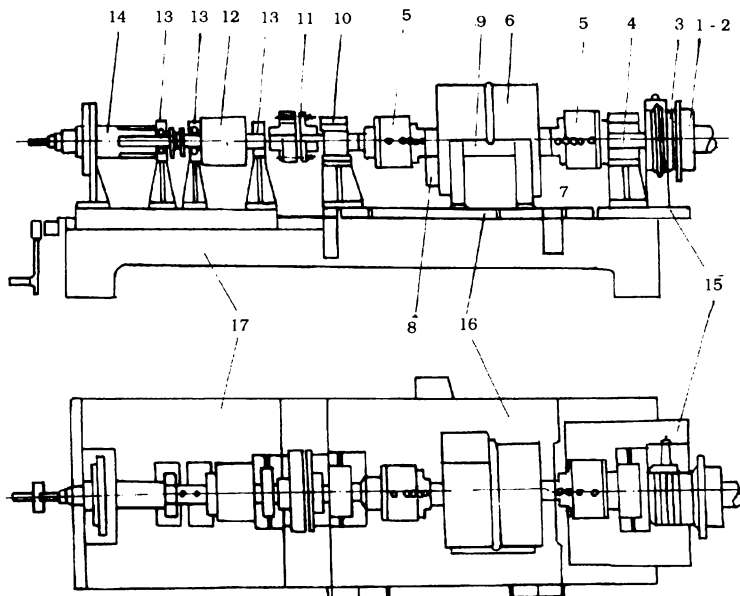


Fig . 3.40 - Mașină pentru determinarea deformabilității la cald prin răsucire

1-2 - flanșă de cuplare pe axul motor ; 3 - cupaj electromagnetice ; 4 - lagăr fix ; 5 - bacuri de fixare a epruvetei ; 6 - cuptor de încălzire ; 7 - termocuplu ; 8 - termometru de rezistență ; 9 - epruvetă ; 10 - lagăr mobil ; 11 - cupaj mobil ; 12 - cuplaj de siguranță ; 13 - lagăr fix ; 14 - bara de măsurare a momentului de răsucire ; 15 - placă fixă ; 16 - placă rabatabilă ; 17 - placă deplasabilă .

Deformația la răsucire la suprafața epruvetei (γ) este :

$$\gamma = r \cdot \frac{\theta}{l}$$

unde :

r - raza părții calibrate a epruvetei ;

θ - unghiul de răsucire în radiani ;

l - lungimea părții calibrate a epruvetei .

Viteza de deformare la suprafața epruvetei (v_γ) este :

$$v_\gamma = \frac{d\gamma}{dt} = \frac{d\left(\frac{r \cdot \theta}{l}\right)}{d\theta} \cdot \frac{d\theta}{dt} = \frac{r}{l} \cdot \frac{d\theta}{dt} = \frac{r}{l} \cdot \frac{2\pi n}{60}$$

unde :

n - turația aplicată epruvetei ;

$\frac{d\theta}{dt}$ - viteza de răsucire a epruvetei .

Rezistența la deformare se apreciază prin valoarea momentului de răsucire , iar limita de plasticitate se exprimă prin numărul de răsuciri până la rupere .

3 . 3 . 3 . b Experimentări

Pentru oțelul inoxidabil austenitic avînd compoziția chimică redată în tabelul 3 . 6 , s-au forjat din bare laminat probe cu diametrul de 15 mm .

Tabelul 3 . 6

% C	% Mn	% Si	% S	% P	% Cr	% Ni	% Mo	% Cu
0,022	1,83	0,21	0,014	0,01	19,14	13,45	2,57	0,11

Pentru a avea uniformitatea caracteristicilor pe secțiune , după forjare , barele au fost menținute la 1100 °C , 30 minute și apoi răcite în apă . S-au prelucrat cu o lungime calibrată de 30 mm și o secțiune cu diametrul de 6 mm .

Încercările s-au făcut din 50 °C în 50 °C de la 1000 -1250 °C câte 3 probe pe temperatură .

Două probe care au avut abateri din cauza defectelor de forjare au fost înlocuite .

Încercarea s-a făcut la o viteză de răsucire de 500 rot./min .

Rezultatele obținute sunt prezentate în tabelul 3 . 7 .

Tabelul 3 . 7

Temperatura [°C]	Proba	Momentul maxim [daN.cm]	Nr.de răsuciri până la rupere
1000	1	172,0	4
	2	168,0	5
	3	168,5	5
1050	1	137,0	7
	2	123,5	7
	3	122,0	8
1100	1	101,0	10
	2	109,0	7
	3	100,5	8
1150	1	78,0	12
	2	75,0	14
	3	76,0	17
1200	1	69,0	13
	2	69,5	16
	3	72,0	12
1250	1	68,0	11
	2	71,0	10
	3	68,5	10

Pe baza acestor rezultate se construiește diagrama din figura 3 . 41 , pentru deformabilitatea la cald a oțelului analizat .

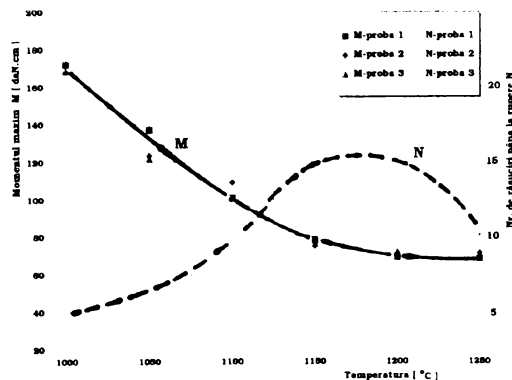


Fig . 3.41 - Deformabilitate oțelului la încercarea de torsiune la cald (n = 500 rot./min.)

Analizând graficul din figura 3 . 41 , rezultă zona de plasticitate optimă pentru acest oțel între 1150 °C și 1200 °C .

3 . 4 APLICAREA INDUSTRIALĂ A REZULTATELOR CERCETĂRII

3 . 4 . 1 Prezentarea fluxului tehnologic

Verificarea rezultatelor obținute prin cercetarea teoretică și prin analiza probele de laborator s-a efectuat în cadrul secțiilor de producție din S . C . Siderurgica Hunedoara , pe următorul flux de fabricație :

- elaborarea oțelului într-un cuptor electric cu arc de 20 tone , în secția O . E . 1 ;
- turnarea oțelului lichid în lingotiere de 3,5 tone (tip LC35) ;
- striparea lingourilor și apoi încărcare în stare caldă în cuptoarele adânci cu flacără întoarsă din secția L . 800 ;
- încălzirea lingourilor conform diagramei din figura 3 . 39 (șarja s-a divizat în două loturi ; un lot de trei lingouri s-a încălzit după tehnologia actuală , iar celălalt lot format din cinci lingouri s-a încălzit respectând diagrama propusă) ;
- laminarea conform tehnologiei curente în profil rotund cu diametrul de 180 mm ;
- recepția profilelor laminate din cele două loturi .

Pe parcursul procesului de fabricație s-a urmărit respectarea parametrilor tehnologici (timp și temperatură) , stabiliți prin procedurile de lucru .

3 . 4 . 2 Parametrii tehnologici ai fluxului de fabricație

Aplicația în fază industrială s-a făcut pe un oțel inoxidabil marca 2 MoNiCr175 STAS 3583-87 . Compoziția chimică pe oțel lichid a acestei mărci este prezentată în tabelul 3 . 8

Tabelul 3 . 8

Analiza chimică [%]								
C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	Ni	Al
max 0,03	max. 2,0	max. 1,0	max. 0,03	max. 0,045	17,0 18,5	2,5 3,0	12,5 15,0	--

Pentru a se garanta încadrare în aceste limite și a se asigura caracteristicile prevazute de STAS , în faza de elaborare se recomandă următoarele limite de analiză (tabelul 3 . 9) .

Tabelul 3 . 9

Analiza chimică [%]								
C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	Ni	Al
max 0.03	1.4 1.8	0.4 0.7	max. 0,03	max. 0,045	17.0 18.0	2.5 2.7	13.5 15.0	0.03 0.06

Elaborarea oțelului s-a făcut într-un cuptor electric CE 20 t în cadrul secției OE1 . Încărcătura metalică a fost formată din 30000 kg, în următoarea structură :

- tablă 1000 kg ;
- deșeu inox 26000 kg ;
- șpan inox 3000 kg .

Materiale de adaos au fost formate din :

- var 1200 kg ;
- flourină 300 kg .

Fazele de lucru și succesiunea operațiilor tehnologice pentru faza de elaborare sunt prezentate în tabelul 3 . 10 .

Tabelul 3 . 10

Faza de lucru		Durata [min.]	Operația tehnologică, Cantități materiale
1	2	3	4
Ajustare		30	Reparație cuptor Dolomită sinterizată cca 850 kg.
Încărcare		15	♦ bena = 30000 kg + adaos feroaliaje pe vatra cuptorului : ♦ Nichel sinter = 900 kg ; FeCr _{c6} =2700 kg ; FeMn =300 kg
Topire		165	Analiza chimică [%] <u>C Mn Si S P Cr Ni Mo</u> 0.53 1.33 0.06 0.024 0.040 19.2 12.9 0.61
Oxidare		10	Oxigen = 150 Nm ³ (P _{o2} =9,2 bar) Temp.= 1690 °C
Reducere și evacuare zgură		15	Adaos reducători: Al =50 kg ; FeSi ₇₅ =180 kg ; Feroaliaje : FeMn _{afinat} =120 kg.
Evacuare șarjă		5	Analiza chimică [%] <u>C Mn Si S P Cr Ni Mo</u> 0.45 1.58 0.14 0.021 0.042 18.6 12.7 0.61

1	2	3	4														
Tratament VOD	Corecție analiză	5	Nichel sinterizat = 150 kg ; FeMo= 820 kg;														
	Oxidare	30	Oxigen = 350 Nm ³														
	Vacuum adânc	14	Vacuum cca 1.5 torr ; Temperatura = 1713 °C														
	Dezoxidare	13	Var=450 kg ; CaF ₂ =150 kg ; Al=48 Kg ;FeSi =200 kg														
	Corecție analiză	5	Nichel plăci=280 kg ; FeMo=220 Kg; FeSi= 70 kg ; FeCr=60 kg														
Turnare oțel	Lichid =29,3 t	20	Analiza chimică [%]														
	Lingou 28 t (8x LC35)		<table border="1"> <thead> <tr> <th>C</th> <th>Mn</th> <th>Si</th> <th>S</th> <th>P</th> <th>Cr</th> <th>Ni</th> <th>Mo</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>0.022</td> <td>1.33</td> <td>0.23</td> <td>0.019</td> <td>0.042</td> <td>7.9</td> <td>13.64</td> <td>2.65</td> </tr> </tbody> </table> Temperatura turnare = 1515 °C Staționare lingouri la stand : 65 minute	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	0.022	1.33	0.23	0.019	0.042	7.9
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo										
0.022	1.33	0.23	0.019	0.042	7.9	13.64	2.65										
Stripare oțel		20															

Dimensiunile lingourilor turnate sunt prezentate în figura 3. 42.

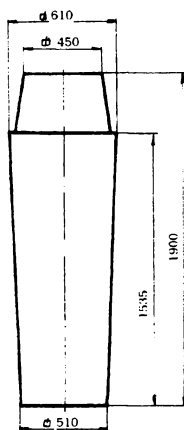


Fig . 3.42 - Forma și dimensiunile lingoului tip LC35

În momentul introducerii lingourilor în cuptoarele adânci de la Laminorul 800 , temperatura suprafeței acestora a fost de 850 °C , fiind determinată prin pirometrare . Prin similitudine cu rezultatele măsurărilor efectuate pentru încălzirea lingourilor , prezentate în figurile 3 . 5 și 3 . 6 , admitem un gradient de temperatură de 110 °C . Deci temperatura centrului lingoului se poate adopta 960 °C .

Pe baza datelor din literatură , caracteristicile fizice ale oțelului analizat în ecartul de temperatură cuprins între 800 și 1200 °C , sunt următoarele :

- conductibilitatea termică a oțelului $\lambda = 25,5 \text{ W/m}\cdot\text{ }^\circ\text{K}$;
- căldura specifică a oțelului $c_p=0,734 \text{ KJ/Kg}\cdot\text{ }^\circ\text{K}$;
- masa specifică (densitatea) $\rho =7750 \text{ Kg/m}^3$;
- difuzivitatea termică a materialului :

$$a = \frac{\lambda}{c_p \rho} = 4,48 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s} .$$

În prima perioadă (pâna când suprafața lingoului ajunge la $1180 \text{ }^\circ\text{C}$) , încălzirea lingourilor se va face crescând temperatura suprafeței cu o viteză constantă . Adoptăm viteza de creștere a temperaturii $v = 100 \text{ }^\circ\text{C/h}$.

Coeficientul total de transmitere a căldurii în cuptorul adânc cu flacără pentru domeniul de încălzire analizat se adoptă $\alpha = 162,6 \text{ w/m}^2\cdot\text{ }^\circ\text{C}$.

Cele cinci lingouri se introduc în celula de încălzire în poziție verticală sprijinindu-se de pereții laterali . Pe baza dimensiunilor lingoului (figura 3 . 42) și a poziției de așezare în cuptor , rezultă grosimea de încălzire :

$$X = \frac{510+610}{2} \cdot \frac{1}{2} = 280\text{mm} = 0,280\text{m}$$

Coeficientul de neuniformitate a încălzirii se adoptă $K_n = 1,20$.
Durata de încălzire va fi :

$$t_i = \frac{T_{sf}-T_{si}}{v} \cdot K_n = \frac{1180-850}{100} \cdot 1,2 = 3,96\text{h} = 14352\text{s}$$

Calculăm timpul după care se egalizează temperatura în secțiunea lingoului , admitînd că temperatura centrului se păstrează la valoarea inițială ($T_{ci} = 960 \text{ }^\circ\text{C}$) :

$$t'_i = \frac{T_{ci}-T_{si}}{v} \cdot K_n = \frac{960-850}{100} \cdot 1,2 = 1,32\text{h} = 4752\text{s}$$

Din momentul egalizării temperaturilor , temperatura suprafeței va crește cu viteza stabilită , iar temperatura centrului va rămâne mai scăzută . La sfârșitul perioadei de încălzire temperatura centrului se poate calcula cu relația :

$$T_{cf} = T_{ci} + v \cdot \frac{t'_i}{K_n} - \frac{v \cdot X^2}{2 \cdot a} = 960 + 100 \cdot \frac{3,96}{1,2} - \frac{100 \cdot 0,28^2}{2 \cdot 4,48 \cdot 10^{-6}} = 1047^\circ\text{C}$$

Diferența de temperatură dintre suprafața blumului și centrul sau la sfârșitul primei perioade de încălzire va fi :

$$\Delta T_i = T_{sf} - T_{cf} = 1180 - 1047 = 133^\circ\text{C}$$

Temperatura cuptorului în timpul încălzirii se determină cu relația :

$$T_c = T_s + \frac{\nu \cdot X}{2 \cdot a \cdot \frac{g}{\lambda}}$$

Pentru momentul introducerii lingourilor în cuptor avem :

$$T_{cuii} = 850 + \frac{\frac{100}{3600} \cdot 0,28}{2 \cdot 4,48 \cdot 10^{-6} \cdot \frac{162,6}{25,5}} = 986^{\circ}C$$

Temperatura cuptorului trebuie să crească astfel ca la sfârșitul perioadei de încălzire să fie :

$$T_{cuii} = 1180 + \frac{\frac{100}{3600} \cdot 0,28}{2 \cdot 4,48 \cdot 10^{-6} \cdot \frac{162,6}{25,5}} = 1316^{\circ}C$$

Pentru egalizarea temperaturii și uniformizarea structurii materialului , lingourile se mențin la temperatura suprafeței de 1180 °C patru ore .

Calculăm criteriul Fo pentru sfârșitul perioadei de menținere :

$$Fo = \frac{a \cdot t_{mi}}{X^2} = \frac{4,48 \cdot 10^{-6} \cdot (4 \cdot 3600)}{0,28^2} = 0,82$$

Pentru această valoare , rezultă valoarea funcției $\phi = 0,12$.

La sfârșitul acestei perioade , diferența de temperatură între suprafață și centrul lingoului (calculată pentru $\phi = 0,12$) va fi :

$$\Delta T_{mif} = \phi \cdot \Delta t_{mi} = 0,12 \cdot 133 \approx 16^{\circ}C$$

Deci temperatura centului lingoului va fi :

$$T_{cmif} = T_{smif} - \Delta T_{mif} = 1180 - 16 = 1164^{\circ}C$$

Fluxul termic necesar la sfârșitul primei perioade de menținere se calculează cu relația :

$$q = \frac{\Delta T_{mi}}{X} \cdot Fo \cdot \lambda = \frac{133}{0,28} \cdot 0,82 \cdot 25,5 = 9932 w/m^2$$

Temperatura cuptorului la sfârșitul primei perioade de menținere va fi :

$$T_{cum1f} = 100 \cdot 4 \sqrt{\frac{q}{c_c} + \left(\frac{T_s}{100}\right)^4} - 273 = 100 \cdot 4 \sqrt{\frac{9932}{3,5} + \left(\frac{1180+273}{100}\right)^4} - 273 = 1238^\circ C$$

Coeficientul de radiație al zidăriei cuptorului s-a adoptat $c_c=3,5$.

Pentru a se putea realiza diagrama de încălzire propusă în figura 3.39 și a se trece la al doilea palier de menținere, se scade temperatura cuptorului la $1160^\circ C$ și se menține la această valoare până la scoaterea lingourilor din cuptor.

Durata de menținere la temperatura cuptorului de $1160^\circ C$ se stabilește de cinci ore. Regimul de încălzire este caracterizat prin condiția $T_{cu} = \text{constantă}$.

Se calculează criteriul Bi și timpul relativ (Fo):

$$Bi = \frac{\alpha \cdot X}{\lambda} = \frac{162,6 \cdot 0,28}{25,5} = 1,79$$

$$Fo = \frac{\alpha \cdot t_{m2}}{X^2} = \frac{4,48 \cdot 10^{-6} \cdot (5 \cdot 3600)}{0,28^2} = 1,03$$

Pentru aceste valori ale lui Bi și Fo, asimilând lingoul cu o placă se determină din grafice criteriul θ pentru suprafață și pentru centrul lingoului:

$$\theta_{sm2} = 0,22$$

$$\theta_{cm2} = 0,38$$

Din relația criteriului θ se determină temperatura suprafeței lingoului (T_{sm2}) și a centrului acestuia (T_{cm2}) la sfârșitul celei de-a doua perioadă de menținere:

$$T_{sfm2} = T_{cum2} - \theta_{sm2} \cdot (T_{cum2} - T_{sim2}) = 1160 - 0,22 \cdot (1160 - 1180) = 1164^\circ C$$

$$T_{cfm2} = T_{cum2} - \theta_{cm2} \cdot (T_{cum2} - T_{cim2}) = 1160 - 0,38 \cdot (1160 - 1164) = 1162^\circ C$$

Gradientul de temperatură în secțiunea lingului la sfârșitul perioadei de încălzire va fi:

$$\Delta T_{m2} = 1164 - 1162 = 2^\circ C$$

În figura 3.43 este reprezentată diagrama de încălzire aplicată pentru cele cinci lingouri, pe baza calculelor prezentate.

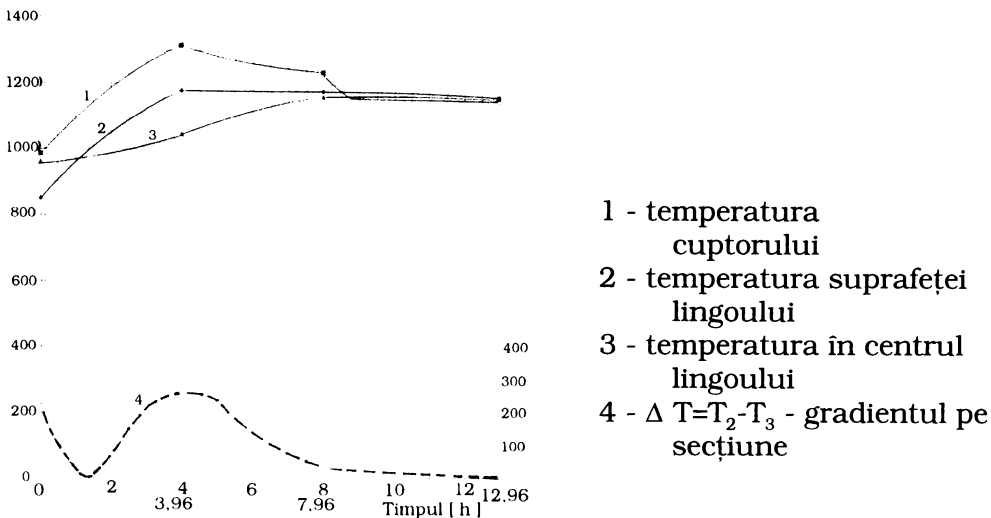


Fig . 3.43 - Variația temperaturilor în perioada de încălzire pentru varianta propusă

Lingourile încălzite sunt scoase din cuptor cu macaralele tigler , iar apoi sunt depuse pe calea cu role ce alimentează caja degrositoare. Prin cronometrare s-a stabilit că durata transportului lingourilor de la cuptor la caja degrositoare este de 3 minute .

În perioada transportului lingoul se răcește în aer . Temperatura medie în traveea cuptoare - caja degrositoare , determinată prin măsurare este de 25 °C . Coeficientul total de transmitere a căldurii se adoptă $\alpha_a = 145 \text{ w/m}^2 \cdot \text{°C}$.

Calculăm criteriul Bi și timpul relativ (Fo) :

$$Bi = \frac{\alpha_a \cdot X}{\lambda} = \frac{145 \cdot 0,28}{25,5} = 1,59$$

$$Fo = \frac{a \cdot t_i}{X^2} = \frac{4,48 \cdot 10^{-6} \cdot (3 \cdot 60)}{0,28^2} = 0,01$$

Pentru aceste valori se determină criteriul θ :

$$\theta_{st} = 0,95$$

$$\theta_{ct} = 0,99$$

Temperatura lingoului în momentul când ajunge la caja degrositoare va fi :

$$T_{sf} = T_a + \theta_{st} \cdot (T_{st} - T_a) = 25 + 0,95 \cdot (1164 - 25) = 1107^{\circ}C$$

$$T_{cf} = T_a + \theta_{ct} \cdot (T_{ct} - T_a) = 25 + 0,99 \cdot (1162 - 25) = 1151^{\circ}C$$

Măsurătorile pirometrice a suprafeței lingoului la scoaterea din cuptor și în momentul ajungerii la caja degrositoare , au confirmat valorile teoretice determinate .

Rezultă că deformarea structurii primare de turnare are loc la limita inferioară a domeniului optim determinat prin cercetare (fig. 3.41) . Valorile mai ridicate de încălzire nu se recomandă , deoarece peste 1200 °C , există posibilitatea formării locale în zonele de segregare a unor eutectici (cu temperatură scăzută de topire) .

Deformarea lingoului în profil finit (rotund cu diametrul 180 mm) , s-a făcut conform schemei de treceri din tabelul 3.11 .

Tabelul 3 . 11

Nr. trecerii	Calibrul	Secțiunea [mm.x mm.]	Reducere [mm]	Latire [mm]	Lungimea [m]
1	2	3	4	5	6
		610/510 x 610/510			1,900
1	C - 1b	550/510 x 610/510	60/0	-	1,900
2	C - 1b	510 x 610/510	40/0	-	1,950
Rasturnare 90°		610/510 x 510			1,950
3	C - 1b	550/510 x 515	60/0	5	2,000
4	C - 1b	510 x 520	40/0	5	2,060
5	C - 1b	485 x 527	35	7	2,14
6	C - 1b	460 x 535	25	8	2,220
Rasturnare 90°		535 x 460			2,220
7	C - 1b	505 x 467	30	7	2,316
8	C - 1b	475 x 474	30	7	2,426
9	C - 1b	445 x 482	30	8	2,547
10	C - 1b	415 x 490	30	8	2,686
Rasturnare 90°		490 x 415			2,686
11	C - 1b	455 x 422	35	7	2,845
12	C - 1b	420 x 429	35	7	3,032
13	C - 1b	390 x 436	30	7	3,213
14	C - 1b	360 x 444	30	8	3,42
15	C - 1b	330 x 452	30	8	3,662
16	C - 1b	300 x 460	30	8	3,958

1	2	3	4	5	6
Rasturnare 90°		460 x 300			3,958
17	C - 2a	420 x 313	40	13	4,155
18	C - 2a	380 x 325	40	12	4,423
19	C - 2a	340 x 333	40	8	4,825
20	C - 2a	300 x 340	40	7	5,356
Rasturnare 90°		340 x 300			5,356
21	C - 2a	305 x 310	35	10	5,778
22	C - 2a	270 x 320	35	10	6,323
Rasturnare 90°		320 x 270			6,323
23	C - 1b	270 x 285	50	15	7,099
24	C - 1b	220 x 300	50	15	8,277
Rasturnare 90°		300 x 220			8,277
25	C - 3c	250 x 235	50	15	9,299
26	C - 3c	210 x 245	40	10	10,61
Rasturnare 90°		245 x 210			10,61
27	C - 3c	215 x 218	30	8	11,65
28	C - 3c	195 x 225	20	7	12,45
Rasturnare 90°		225 x 195			12,45
29	C - 5a	194 x 206	31	10	13,67
Rasturnare 90°		206 x 194			13,67
30	K-P/ C-1	177 x 205	29	11	15,05
Rasturnare 90°		205 x 177			15,05
31	K-F/ C-2	181 x 181	24	6	21,23

Primele 29 treceri se efectuează pe caja degrositoare , aplicând răsturnări succesive de 90°. Calibrele folosite sunt de tip cutie . Trecerile efectuate pe calibrul C - 1b pot fi considerate cu lătire liberă , materialul fiind ghidat de liniare .

Primele reduceri sunt mai mici (30 - 40 mm) și urmăresc fărămițarea structurii de turnare . Calibrul cajei pregătitoare (K-P / C-1) , asigură formă și dimensiunile materialului pentru ultima trecere , care se face pe calibrul finisor rotund (K - F/ C-2) amplasat pe cilindrii cajei finisoare .

Temperatura laminatului după ultima trecere , determinată prin pirometrare a fost de 1012 °C . Deci deformarea metalului s-a efectuat în condiții de plasticitate optimă .

Racirea barelor s-a făcut pe paturile de racire până la temperatura de circa 500 °C , iar apoi în stivă .

3 . 4 . 3 Analiza rezultatelor obținute

Cele două loturi de laminare obținute din sarja urmărită s-au recepționat separat . La recepția primului lot , format din trei lingouri încălzite după tehnologia actuală , pe suprafața laminatelor , în zona adiacentă maseletei au apărut defecte , cu profunzime și distribuție variabilă (conform figurii 3.44) . Aceste defecte sunt cauzate de o insuficientă omogenizare (chimică - prin difuzie și termică) a lingourilor în timpul încălzirii .

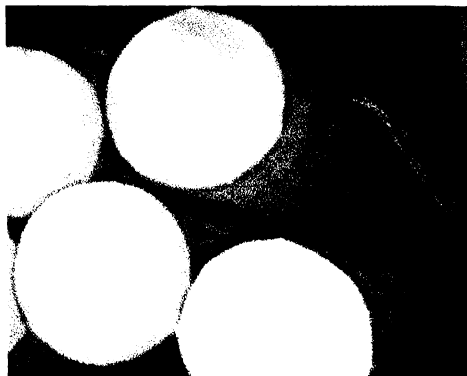


Fig . 3 . 44 - Suprafața laminatelor din primul lot

Defectele de suprafața s-au remediat prin pistolare până la nivelul admis . Din acest lot , s-au recepționat 7,56 tone laminare finite . Consumul de oțel fiind :

$$c_{o1} = \frac{G_{lingou1}}{G_{fina1}} = \frac{3 \cdot 3,5}{7,56} = 1,389 \text{ t/t .}$$

Din cel de-al doilea lot , format din cinci lingouri încălzite după tehnologia propusă , s-au putut recepționa 13,35 tone laminare finite, consumul de oțel fiind :

$$c_{o2} = \frac{G_{lingou2}}{G_{fina2}} = \frac{5 \cdot 3,5}{13,35} = 1,311 \text{ t/t .}$$

La recepția celui de-al doilea lot , suprafața materialului a fost corespunzătoare pe întreaga lungime (figura 3.45). Pe o singură bară laminată , în zona dinspre maseleță au apărut două defecte sub aspectul unor imprimări , datorate stropilor proveniți din faza inițială de turnare (înainte de stabilizarea jetului de oțel) . Acestea au putut fi îndepărtate prin pistolare .

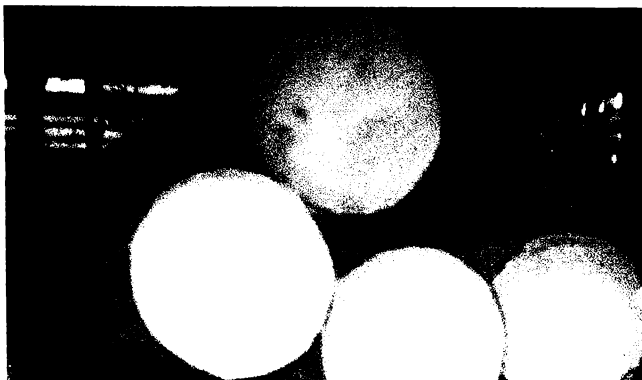


Fig . 3 . 45 - Suprafața laminatelor din cel de-al doilea lot

Noua tehnologie propusă asigură scurtarea duratei de încălzire cu peste 5 ore , cu efectele economice generate de reducerea cantității de combustibil și creșterea productivității cuptoarelor . Încălzirea lingourilor este uniformă în secțiune ($\Delta T \approx 2^{\circ}C$) .

Consumul de oțel se reduce , pentru șarja urmărită cu :

$$\Delta c_o = c_{o1} - c_{o2} = 1,389 - 1,311 = 0,078 \text{ t/t}$$

Datorită influenței ce poate apărea prin variației greutateii individuale a lingourilor , asupra determinărilor efectuate ; putem admite cu siguranță o reducere a consumului de oțel cu 50 Kg/t, prin aplicarea noii tehnologii.

4 CONCLUZII

În condițiile specifice ale fluxului de obținere a semifabricatelor din oțeluri inoxidabile austenitice de la Siderurgica S.A. a fost analizată corelația între compoziția chimică a unui oțel de marca 10 Ti Mo Cr 175 și caracteristicile mecanice ale acestuia .

Prin încadrarea compoziției chimice în poligonul de marcă determinat se garantează cu siguranță pentru aplicațiile industriale caracteristicile mecanice pe produs .

Întrucât neomogenitatea structurii datorită segregăției în lingourile a căror compoziție ar trebui să determine o structură austenitică generează și zone cu apariții notabile de ferită , s-a cercetat influența duratei de menținere a unor probe cu diferite conținuturi de ferită la 1150 °C în scopul determinării duratei necesare pentru diminuarea acesteia sub nivele care să nu împietzeze asupra prelucrării ulterioare prin deformare plastică la cald .

Datele din tabelul 3.1 pag. 39 pot fi utilizate cu suficientă siguranță pentru încălzirea lingourile sub 3,5 tone .

Pentru a se evidenția evoluția structurii în timpul încălzirii , aceasta s-a cercetat la microscopul Vacutherm și s-a evidențiat ca favorabilă zona de menținere pentru diminuarea conținutului de ferită între 1150 și 1200 °C .

Depășirea acestui domeniu pentru oțelul analizat duce la apariția feritei delta și deci la înrăutățirea deformabilității .

Aplicarea rezultatelor în condiții industriale necesită cunoașterea evoluției câmpului termic în lingou .

Ca urmare s-a trecut la analizarea câmpului termic în lingouri la încălzirea cu diferite viteze , de la rece într-un cuptor adânc și de asemenea la simularea încălzirii lingourilor calde într-un cuptor cu vatră mobilă .

Graficele determinate și îndeosebi gradientul de temperatură pot constitui bază de date pentru decizie în diverse situații aplicative .

Din variantele prezentate rezultă valori mai reduse ale gradientului termic la menținerea cuptorului la circa 600 °C în cazul încărcării lingourilor reci .

Durata de depășire a gradientului termic maxim ("responsabil" de generarea fisurilor în material) este de 1,5 ore față de 2 ore în cazul în care se renunță la menținere .

De asemenea mărimea gradientului scade cu creșterea temperaturii .

În scopul garantării nivelului de utilizare , printr-o constanță a calității semifabricatului , plecându-se de la situația tehnologică actuală de încălzire și laminare a oțelului Cr-Ni-Mo s-a trecut la

cercetarea posibilității de obținere a unei structuri favorabile deformării concomitent cu scurtarea duratei de încălzire . În același timp s-a analizat distribuția conținutului de ferită pe probe debitate transversal dintr-un lingou experimental .

S-a determinat diagrama care să asigure o structură favorabilă deformării și aceasta a răspuns și cererii de reducere a timpului total de încălzire (deci și economiei de combustibil) .

Pentru verificarea domeniului de plasticitate optimă s-a cercetat deformabilitatea oțelului de tip Cr - Ni - Mo prin metoda răsucirii la cald . Încercările s-au făcut din 50 în 50 ° C de la 1000 la 1250 ° C , câte trei probe pe temperatură .

S-a trasat în figura 3.41 diagrama pentru deformabilitatea la cald a oțelului analizat , constatându-se că zona de plasticitate optimă a acestuia se situează între 1150 și 1200 ° C .

Pentru principalul produs livrat din oțeluri austenitice considerându-se țagla țeavă Φ 180 mm s-a trecut la calculul de aplicare industrială a rezultatelor cercetării și apoi la experimentarea pe laminorul 800 .

Prin pirometrări s-a constatat o bună apreciere a variației temperaturii laminatului și de asemenea s-a verificat valabilitatea noii diagrame de încălzire , dar ce e mai important față de șarjele similare , consumul de oțel a fost mai mic cu 50 Kg/t .

Este de remarcat îndeosebi îmbunătățirea calității suprafeței .

Trebuie subliniată și de această dată importanța , încărcării lingourilor în stare caldă asupra calității laminatului .

Lucrarea și-a propus să constituie atât o cercetare cât și un instrument practic de analiză și decizie în activitatea de prelucrare metalurgică în scopul garantării nivelului de utilizare a produsului finit .

BIBLIOGRAFIE

- 1 . P.Lacombe , B.Baroux , G.Beranger - "Les Aciers Inoxidables " - Paris - 1990
- 2 . V.A.Krivandin , B.L.Markov - " Metalurgical Furnances " - M.I.R. PUBLISHERS Moscow - 1980
- 3 . S.S.Gorelik - "Recrystallization in Metals and Alloys " - M.I.R. PUBLISHERS Moscow - 1981
- 4 . * * * "Manualul Inginerului Metalurg " -Vol. 1 - E.T. București 1978
- 5 . * * * "Manualul Inginerului Metalurg " -Vol. 2 - E.T. București 1982
- 6 . Dr. Hermann Shuman - " Metalirgie Fizica " -E.T. București 1962
- 7 . George Dieter Jr -" Metalurgie Mecanică " -E.T. București 1970
- 8 . F.P. Edneral - " Electrometallurgy of Stal and Ferro - allays. M.I.R. PUBLISHERS Moscow 1979
- 9 . S. Vacu si colaboratorii -"Elaborarea otelurilor aliate " - E.T. București 1970 Vol. 1 1983 Vol 2
- 10 . C. S. Hunedoara - " Oteluri inoxidabile Refractare , Tehnerezistente , Mărci , caracteristici, corespondențe (uz intern) 1984
- 11 . F.B. Pickering - " The Metalurgical Evolution of Stainless Steels " American Society for Metals - Ohio - 1979
- 12 . Nicolae Geru - " Metalurgie Fizică " - București 1981
- 13 . Marin Trusculescu - " Studiul Metalelor " București 1977
- 14 . Marin Trusculescu , Aurel Ieremia -" Oțeluri Inoxidabile și Refractare " Editura Facla Timișoara 1983.
- 15 . Suzana Gâdea , Maria Petrescu - " Metalurgie Fizică și Studiul Metalelor " - București 1979 - Vol. 1, 1981 - Vol 2 ,1983 - Vol 3.
- 16 . N. Geru și colaboratorii - " Materiale Metalice . Structură , proprietăți , utilizări " E.T. București 1985
- 17 . Thyssen- Edelstahl - " Technische - Berichte " Mai 1989
- 18 . Pickering F.B. - " Physikal Metalurgical Devalopment of Stainless Steels " - The Institute of Metals - London 1985.
- 19 . Kubaschewski O . - " Iron - Binary Phase Diagrams " Dusseldorf 1982
- 20 . Catalog - "Remanit " - Nichtrostendestahle Werkstoffblatter - Thyssen Edelstahlwerke A. G.

21. Sandvik Steel - " Corrosion Handbook for Stainless Steels " 1994
- 22 . Colombier L. , Hochman - " Aciers inoxydables . Aciers refractaires " Paris 1965
- 23 . Marshall P. - " Austenitic Stainless Steels " New York 1985.
- 24 . U.S. Steel - " Fabrication of Stainless Steel " - Pittsburgh 1961
- 25 . A. Crafti ; I.Dragan - " Laminarea profilelor " - E. T. Bucuresti 1967.
- 26 . Pryce L. ; Andrews K. - " Journal of the Iron and Steel Institute - 1960.
- 27 . J. Dumenii - " Formage et traitements des metaux " Franța 1979 .
- 28 . George . V. - " Difuzia ". Institutul Politehnic Cluj- Napoca -1980 .
- 29 . Mihăescu C.D. - " Elaborarea si turnarea oțelurilor anticorozive ." I.D.T. București 1964 .
- 30 . Schrader A. , Rose A. - " Die Ferrimetallographia " - Verlag Strahleisen Dusseldorf 1966 vol 2.
- 31 . Anke F. -" Spezialwalzwerke fur Verforming von Etelstahlen Draht - nr. 2 1970.
- 32 . Cijikov , Iu . M. - " Procesele de deformare plastică a oțelurilor aliate și aliaje neferoase speciale . " E.T. Bucuresti 1969.
- 33 . I.Ilca , N.Păcurar -" Optimizarea tehnologiei de prelucrare la cald a oțelurilor de tipul Cr-Ni- Mo Metalurgia nr. 3 -1992
- 34 . * * * Oțeluri inoxidabile . Oțeluri refractare - C.I.P.T.I.M. 1970 .
- 35 . A. Constantin - " Îndrumar pentru utilizarea rațională a oțelurilor inoxidabile și refractare .O.I.D. - București 1989.
- 36 . A. Domsa , S. Domsa . - " Materiale Metalice în construcția de mașini și instalații " Cluj - Napoca 1981 .Vol . 2
37. I. Mitelea , V. Budoiu - " Studiul Metalelor " Timișoara 1987 .
- 38 . Radu Gelu - " Precipitarea carburilor în oțelurile inoxidabile. Oțeluri inoxidabile durificabile prin precipitare " C.D.P.T. - București 1973 .
- 39 . C^{tin} .Rizescu - " Mutații în structura de mărci de oțel a siderurgiei " I.C.E.M. - 1984 .
- 40 . * * * Special Steel Days - "Corrosion Resistance at Medium Temperatures " - Paris 1984
41. P. Marshall - " Austenitic Stainless Steels " - London 1984 .

- 42 . D.Peckner, I. M. Bernstein - "Handbook of Stainless Steels " -New York 1978.
- 43 . F. Pickering - " Physical Metalurgy and Design of Steels " London 1978.
- 44 . B. Baroux și altii - " Stainless Steels "(Institute of Metals) London 1985.
- 45 . P. Shewmon - " Transformation in Metals " New York 1969.
- 46 . M. Ashby - " Microstructure and Design of Alloys " (Institute of Metals) London 1973.
- 47 . C. Donadille și altii - " Int. Symp. on Metallurgy and Material Science" - 1986 .
- 48 . H.J. Mc. Queen și altii - " Hot. Deformation of Austenite " New York 1977.
49. H.J. Mc. Queen ,N.D. Ryan - " Stainlees Steel 84 (Institute of Metals) London 1985.
- 50 . W.J. Tegart - "The Hot Deformation of Austenite " - New York 1977.
- 51 . C. Perdirix și altii - " Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys " Montreal 1985.
- 52 . J Lefevre și altii . -" Nouveaux aciers inoxydables a 12 % Cr. " Rev. de Metallurgie (Aprilie 1973)
- 53 . J. Bernard si altii - " Metalurgie Generale " - Paris 1984.
- 54 . J. Bavay . - " Corosion " NACE 87 . San Francisco 9-13 Mai 1987.
- 55 . G. Tither - " Conf. High alloy Stainlees Steels for critical seawater aplications " Birmingham - Martie 1985 .
- 56 . A. Desy , J. Vidts - " Traite de metalurgie structurale " Paris 1968.
- 57 . C.J. Novak - Handbook of Stainlees Steels " New York -1978.
- 58 . E.R. Schumakawski ; D.J. Roteki- " Effect of manganese on stainless steel weld metal ferrite " -Welding Journal -1984.
- 59 . R. Kiessling - " Stainlees Steels - materialsin competition " - Met. Technologies - nr. 11-1984.
- 60 . * * * " Conference - Duplex Stainless Steels - Lula 1983 .
- 61 . B. Baroux P. Sala . - 7 th European Congress of Corrosion " Nice 1985.
- 62 . C. Edeleanu - " Stress Corosion Cracking and Embrittlement" - New York 1956.
- 63 . A. Desestret și altii - "Enviroment - induced cracking of metals " - Wisconsin -1988.
- 64 . W.J. Albery , M.L.Hitchman - " Ring -Disc Electrodes " Oxford -1971.

- 65 . * * * Conferința - "Aspecte ale elaborării și laminării oțelurilor inoxidabile " Hunedoara 12-13 septembrie 1991 .
- 66 . G. Bianchi și alții -" Localized Corrosion " - Huston 1974.
- 67 . T. Murata , R.W. Staehle - " 5 th Internation Congresson Metalic Corrosion " - Tokyo 1974 .
- 68 . R. Oltra și alții - " Effect of the chimic cupling on a.c. and transient measurement in localized corozion ." - Zurich -1988.
- 69 . * * * " Electrochimiical Methods - Fundamentals and Aplications " Ed. Masson 1984.
- 70 . * * * " Electrochemical Techniques for Corosion ." NACE - Huston 1977.
- 71 . E. Fraukenthal , J. Kruger - " Passivity of Metals " Electrochemical Society- 1978.
- 72 . R. Oltra și alții - 10 th Internation Congresson Metalic Corrosion - Madras 1987.
- 73 . J. Kruger - " Passivity of Metals " the Electrochimiical Society - 1978.
- 74 . M. Fontana și alții - " Corosion Engineering - " Mac Grow-Hill Book Company - 1978.
- 75 . H.J. Rocha - " Technische Mitteilungen Krupp-1980 ".
- 76 . J. Andonard și alții - " Aplication of stainless steels in wet process phosphoric acid "- Simposion Amsterdam -1988.
- 77 . R.N. Parkins - " Corrosion Proceses "- Apliend Science Publishers -1982.
- 78 . A.J. Sedriks - "Corrosion of Stainless Steels " - Publication Wiley - Interscience -1979.
- 79 . J.C. Sculby - "Theory of Stress Corrosion Cracking " -Bruxelles - 1971.
- 80 . H.R. Copson - " Physical Metalurgy of Stress Corrosion Fracture (Interscience) " New York - 1959 .
- 81 . R. Castro , J. Cadenet - " Metalurgie du Soundage des Aciers Inoxidables et resistant a Chaud "-Dunoud Paris 1968.
- 82 . L.M. Kaceanov - " Fundamentals of the theory of plasticity " Ed.Mir Moscova 1974.
- 83 . Gordon Parr , A. Janson - " An introduction to stainless steels " A.S.M. -Ohio 1966.
- 84 . Avitzur B." Metal forming - Processes and analyzis " Mc. Graus Mill - 1968.
- 85 . Luton M.J., J.J. Jonas - " Strength of Metals and Alloys "- Int. Conf. American Society of Metals - Ohio 1970 .

- 86 . Cuida O. , Radu G. - " Fabricarea țevilor din oțeluri inoxidabile " - Studiu de sinteză nr. 17 C.D.P.T. -1971
- 87 . G. Radu - " Influența mărimii de grăunte asupra deformabilității la cald a oțelului inoxidabil 18-12 " -Sesiunea de comunicari C.I.T.T. - I.T. Republica 1972.
- 88 . O.Cuida , G. Radu și alții -" Particularități privind laminarea la cald a țevilor din oțeluri inoxidabile la laminoarele de tip Stiefel " - Cercetări metalurgice 1972 Vol. 13.
- 89 . G. Radu - " Contribuții la explicarea cauzelor apariției minimului de plasticitate la cald a unui oțel Cr-Ni-Mo. " Sesiunea de comunicari I.C.P.T.S.C. - București 1974 .
- 90 . G. Radu - " Influența microstructurii asupra plasticității oțelurilor inoxidabile-austenitice " - Cercetări metalurgice Vol. 17 1976 .
- 91 . * * * " Oțeluri inoxidabile și refractare " C.D.P.T.T. - I.M.- 1970 .
- 92 . H. Knuppel - " Dezoxidarea și tratarea în vacuum a topiturilor de oțel " - Dusseldorf -1970.
- 93 . Guțu Mihai - " Tendințe în folosirea și fabricarea oțelurilor inoxidabile " C.P.-M.I.M. - București 1976 .
- 93 . Petreasa Dorin - " Tehnologia de fabricație a oțelului inoxidabil " -C.P.- M.I.M.București 1980 .
- 94 . Yutaka Kawai - " Influența feritei delta asupra proprietăților oțelurilor inoxidabile austenitice turnate continuu ." - Shunan - Nisshin - Steel Co Ltd - 1980 .
- 95 . Shigheaki , M. Morihiro .H.- " Comportarea feritei delta în timpul prelucrării în sleburi a lingourilor de oțel inoxidabil austenitic cu 18 % Cr și 9 % Ni " - Shunan - Nisshin - Steel Co Ltd 1978 .
- 96 . Weber R.A. - "Studii privind decarburarea oțelurilor folosind elaborarea prin recirculare in vid. " - Stahl und Eisen - nr. 14/1972 .
- 97 . Kreutzer N.W. " Tratarea in vid a oțelurilor " - Stahl und Eisen nr. 15/1972.
- 98 . H. Spitzer . " Proprietățile oțelurilor inoxidabile elaborate cu ajutorul procedeelor speciale ." - Stahl und Eisen - nr. 20- 1972 .
- 99 . Nicolae Maria , Badea Teodora - " Comportarea anodică a unor oțeluri inoxidabile în medii specifice industriei de celuloză și hârtie ." - Metalurgia nr. 9-1993.

- 100 . Goran Carlson - " Trends and technology in refining ." - Steel Times - Julie 1992.
- 101 . N.Popescu , C.Vitănescu - "Tehnologia tratamentelor termice " , Editura tehnică ,București 1974 .
- 102 . T.Dulămiță și colaboratorii - " Tehnologia tratamentelor termice " , E.D.P. , București 1982 .
- 103 . * * * " Stainless Steels " - Steel Times August 1992 .
- 104 . * * * " Three steps to Stainless Steel ". Iron and Steel International 1992 .

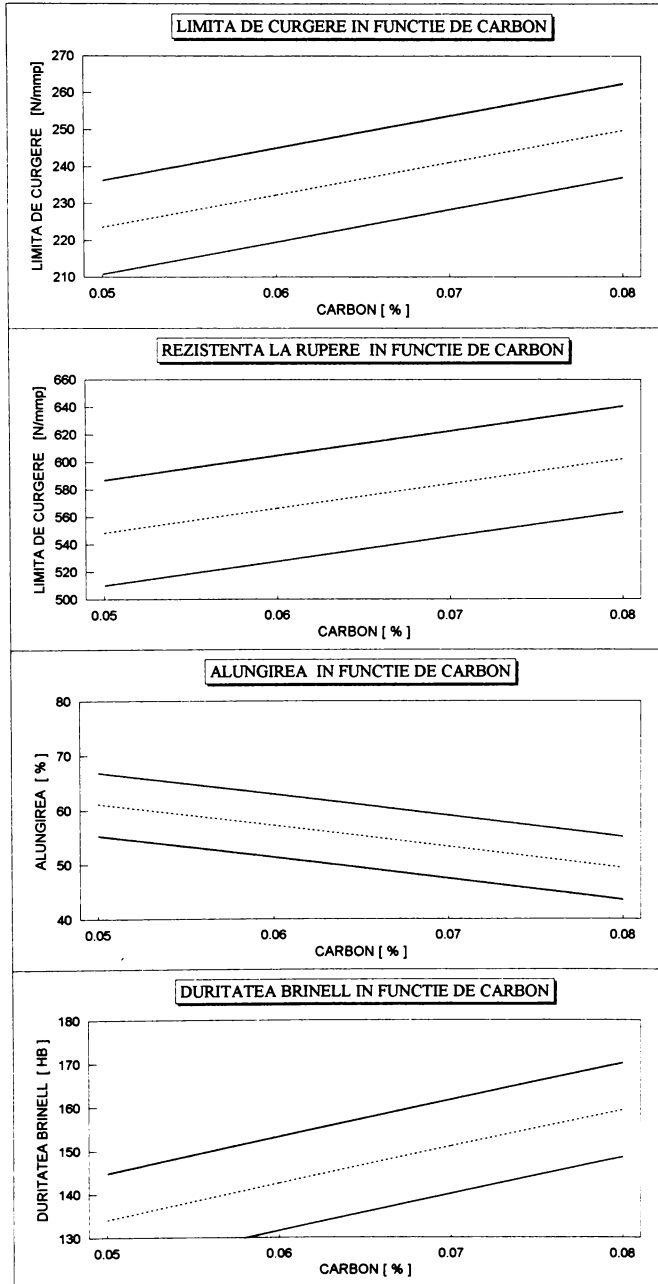
ANEXE

Anexa 1

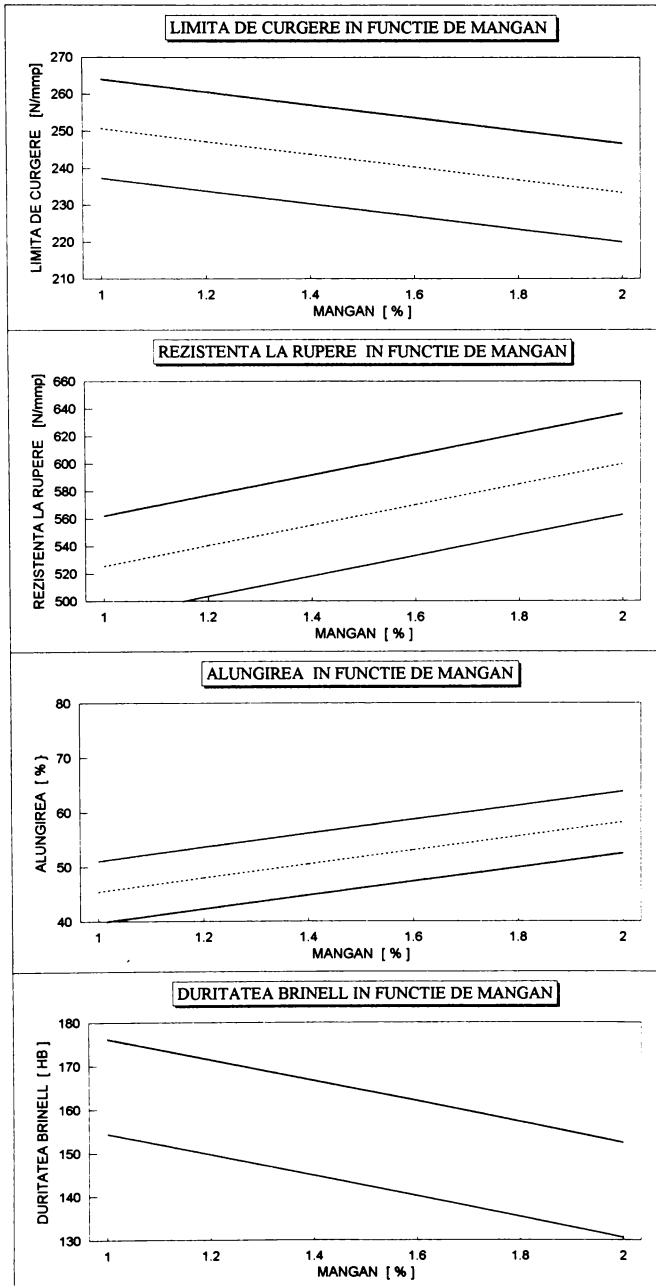
COMPOZIȚIA CHIMICĂ ȘI CARACTERISTICILE MECANICE

Șarja	C %	Mn %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %	Ti %	R _{p02} N/mm ²	R _m N/mm ²	A ₅ %	HB HB
1	0.073	1.35	0.40	17.25	13.03	2.08	0.48	256	574	41	170
2	0.075	1.42	0.37	17.13	12.62	2.01	0.56	262	602	45	157
3	0.069	1.39	0.31	17.15	12.52	2.05	0.36	248	541	53	166
4	0.077	1.42	0.32	17.18	13.22	2.04	0.48	261	556	53	138
5	0.070	1.56	0.35	17.02	12.63	2.09	0.50	265	554	51	174
6	0.069	1.50	0.31	16.90	13.37	2.09	0.39	238	642	54	166
7	0.067	1.94	0.32	17.22	13.44	2.11	0.35	257	670	53	145
8	0.073	1.76	0.30	17.21	12.96	2.01	0.39	231	599	41	160
9	0.066	1.98	0.24	17.17	13.46	2.07	0.34	234	606	54	151
10	0.067	1.51	0.32	16.6	13.21	2.03	0.34	242	541	48	139
11	0.072	1.76	0.22	16.74	13.35	2.02	0.34	224	565	55	146
12	0.070	1.55	0.30	16.55	12.88	2.06	0.46	217	527	48	161
13	0.070	1.52	0.21	16.59	12.52	2.05	0.38	241	518	55	156
14	0.065	1.86	0.33	16.92	13.48	2.08	0.32	245	627	54	138
15	0.071	1.66	0.40	16.91	13.26	2.09	0.45	252	598	55	157
16	0.076	1.95	0.25	17.11	13.25	2.06	0.48	255	580	53	140
17	0.071	1.75	0.37	16.86	13.15	2.08	0.47	241	621	55	148
18	0.065	1.45	0.25	16.79	12.76	2.03	0.31	248	528	52	158
19	0.071	1.96	0.28	16.58	13.16	2.08	0.36	224	587	60	158
20	0.069	1.94	0.29	16.99	13.25	2.02	0.36	219	614	56	152
21	0.076	1.90	0.33	16.74	13.41	2.04	0.42	248	641	52	142
22	0.072	1.48	0.20	17.35	13.46	2.03	0.45	219	614	51	166
23	0.059	1.45	0.22	16.56	13.04	2.05	0.31	238	554	58	134
24	0.067	1.92	0.27	16.75	13.47	2.07	0.42	234	654	58	137
25	0.063	1.84	0.26	16.71	12.98	2.06	0.44	258	595	55	132
26	0.056	1.59	0.22	16.58	13.25	2.02	0.35	224	552	49	134
27	0.065	1.95	0.22	16.66	13.43	2.08	0.31	224	564	63	155
28	0.062	1.96	0.25	16.64	13.40	2.07	0.45	221	602	62	153
29	0.057	1.44	0.38	16.51	13.47	2.03	0.34	228	516	62	148
30	0.055	1.95	0.22	16.55	13.42	2.02	0.33	238	557	54	134
31	0.057	1.95	0.34	16.70	13.44	2.01	0.33	221	563	52	136
32	0.062	1.76	0.31	16.74	13.39	2.07	0.32	237	541	61	144
33	0.067	1.93	0.23	16.53	13.35	2.04	0.35	234	524	65	136
34	0.071	1.93	0.22	17.04	13.44	2.07	0.43	242	587	62	135
35	0.057	1.58	0.21	16.55	12.88	2.02	0.35	230	543	52	142
36	0.054	1.86	0.23	16.65	13.44	2.04	0.36	225	581	72	132

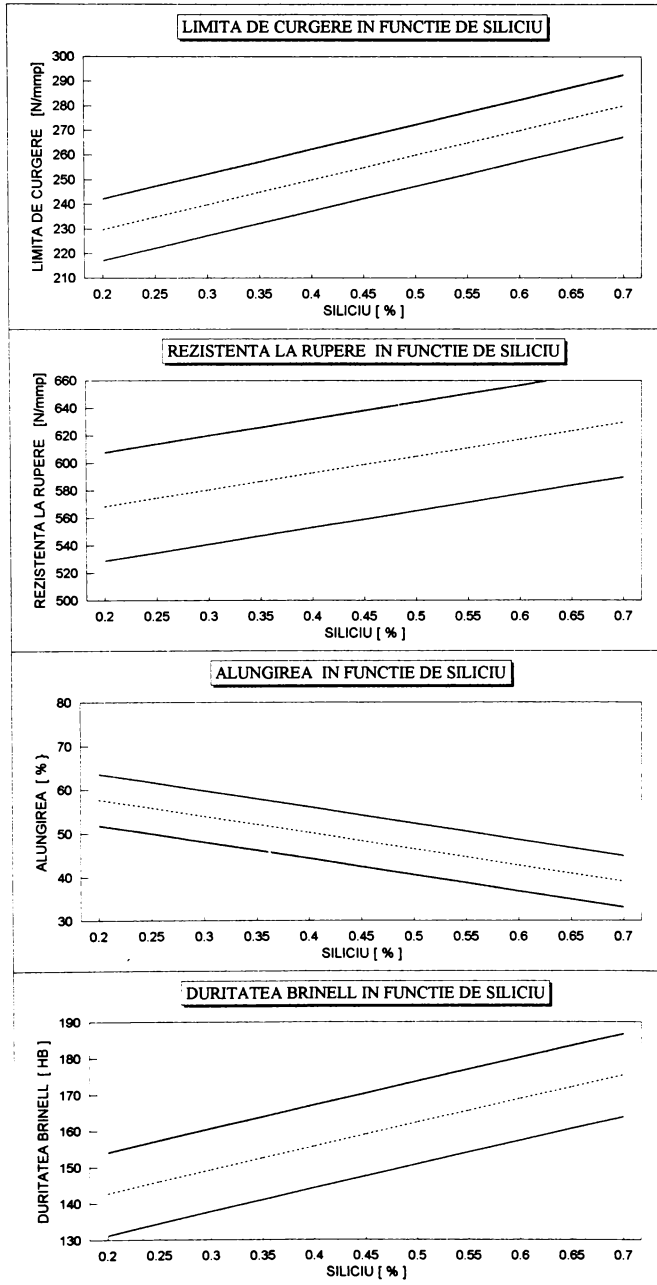
INFLUENȚA CARBONULUI ASUPRA CARACTERISTICILE MECANICE



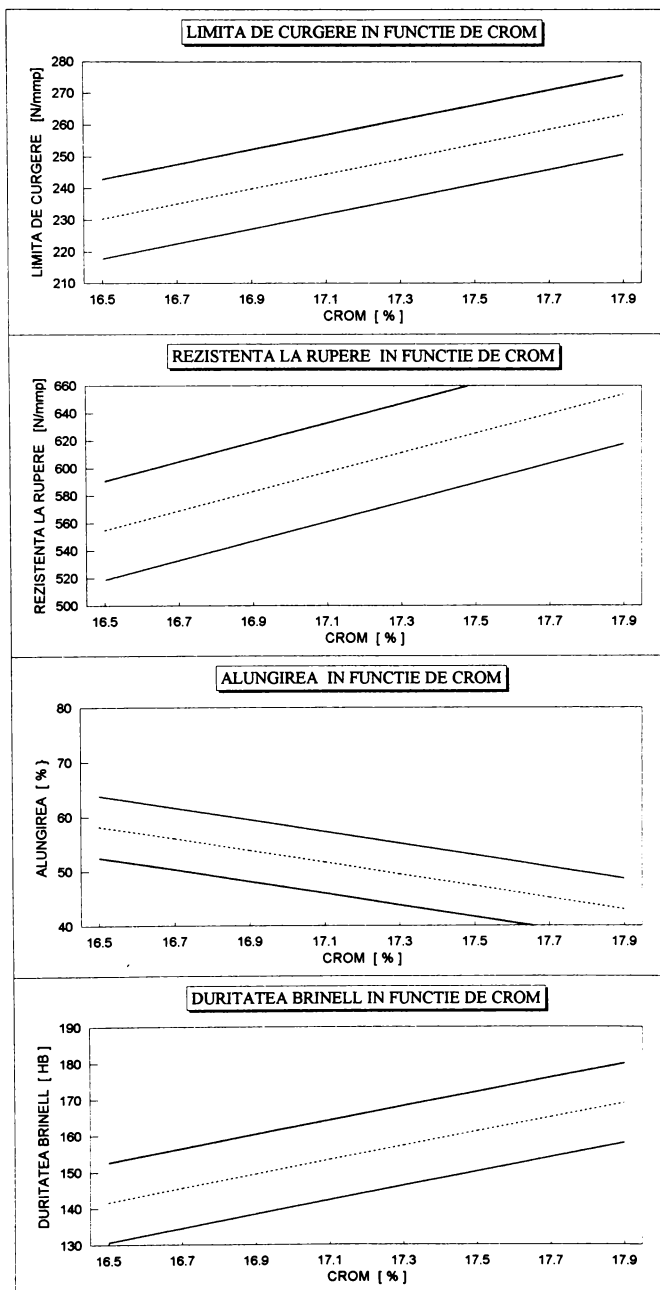
INFLUENȚA MANGANULUI ASUPRA CARACTERISTICILOR MECANICE



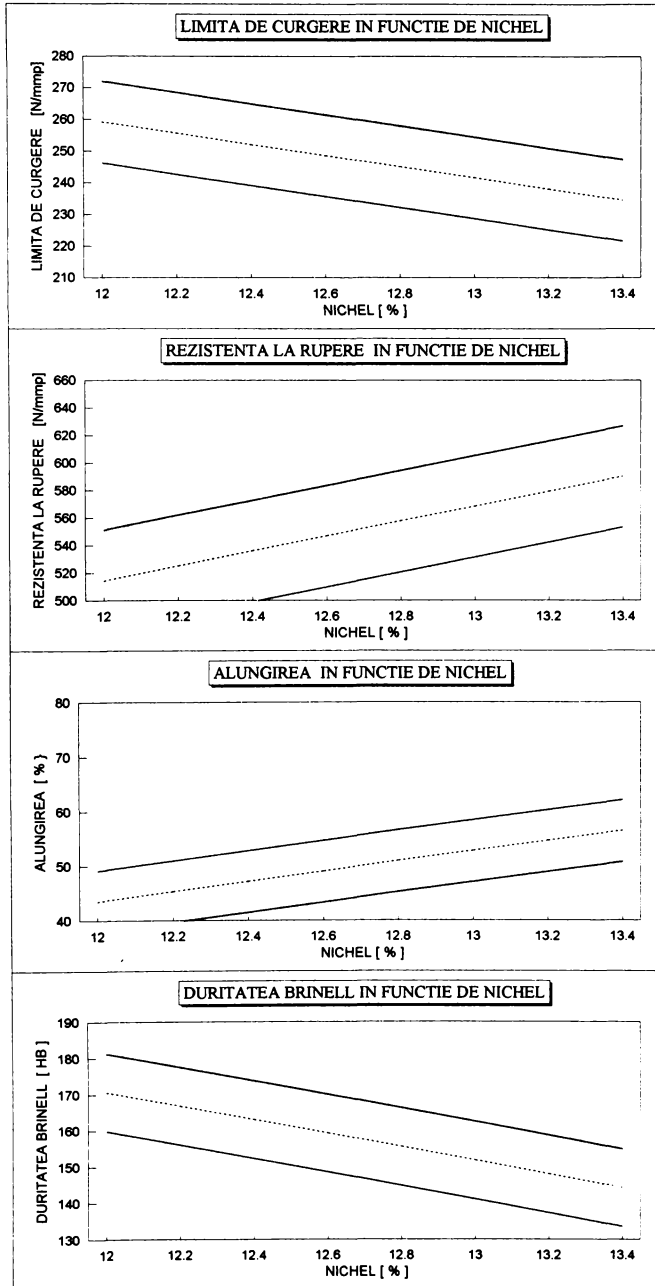
INFLUENȚA SILICIULUI ASUPRA CARACTERISTICILE MECANICE



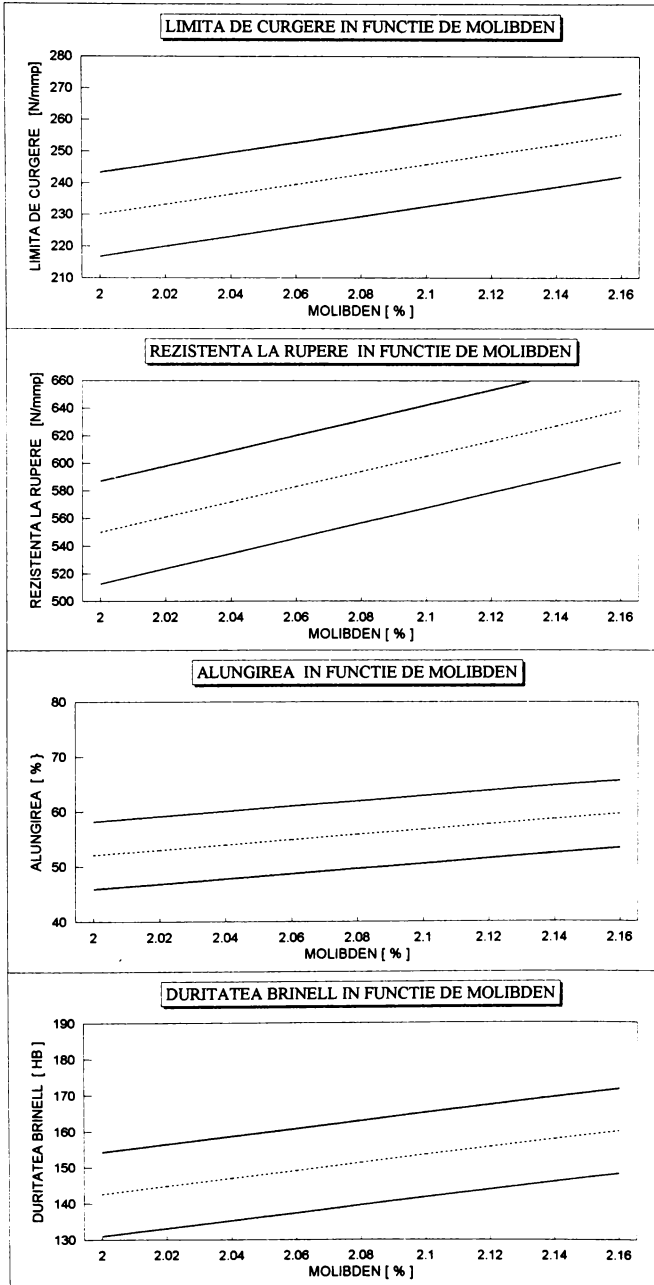
INFLUENȚA CROMULUI ASUPRA CARACTERISTICILE MECANICE



INFLUENȚA NICHELULUI ASUPRA CARACTERISTICILE MECANICE



INFLUENȚA MOLIBDENULUI ASUPRA CARACTERISTICILE MECANICE



INFLUENȚA TITANULUI ASUPRA CARACTERISTICILE MECANICE

