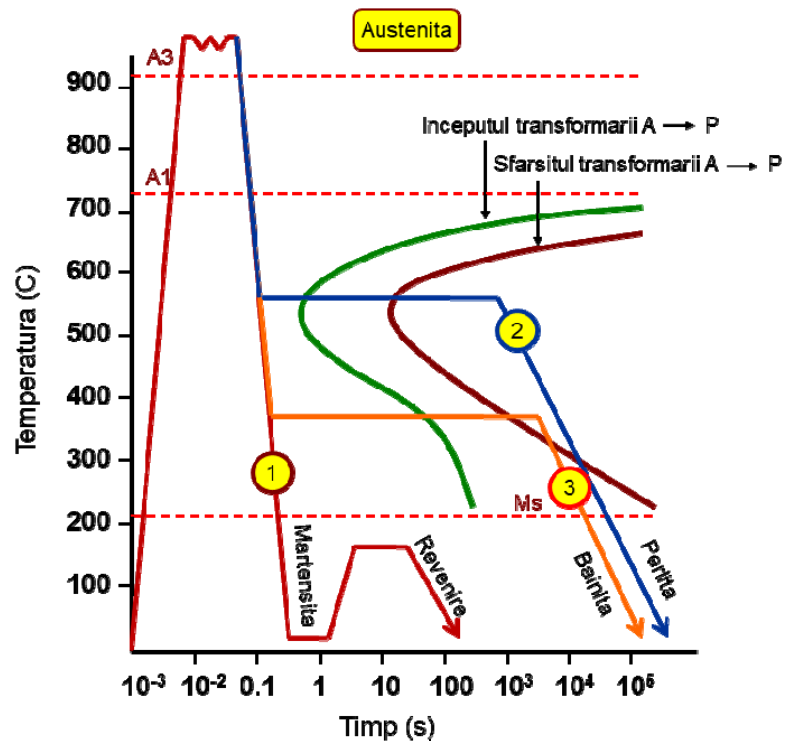


TRATAMENTE TERMOMECANICE



CUPRINS

Introducere	5
Lista abrevierilor	6
1. CONSIDERAȚII ASUPRA TRATAMENTELOR TERMOMECHANICE.....	7
1.1. Principiile generale și definirea tratamentelor termomecanice	8
1.2. Clasificarea tratamentelor termomecanice.....	10
1.3. Scurt istoric	14
2. DEFORMAREA PLASTICĂ LA CALD	19
2.1. Mecanismele și desfășurarea deformării plastice la cald.	
Recristalizarea dinamică.....	20
2.2. Restaurarea și recristalizarea în timpul menținerii postdeformaționale.....	22
3. PARTICULARITĂȚILE TRANSFORMĂRII AUSTENITEI DEFORMATE PLASTIC LA CALD ÎN FERITĂ.....	26
3.1. Finisarea feritei prin transformarea austenitei deformată plastic în zona de recristalizare	28
3.2. Finisarea feritei prin transformarea austenitei deformată plastic în zona de nrecristalizare. Formarea și rolul benzilor de deformare	30
3.3. Finisarea feritei prin transformarea austenitei deformată plastic în zona bifazică	31
3.4. Finisarea feritei prin răcire accelerată.....	35
3.5. Aplicații	
4. PARTICULARITĂȚILE TRANSFORMĂRII AUSTENITEI DEFORMATE PLASTIC ÎN PERLITĂ.....	40
4.1. Transformarea perlitică a austenitei deformată plastic la cald în perlită.....	41
4.1.1Cinetica transformării perlitice a austenitei deformată plastic la cald	41
4.1.2. Modificări de structură și proprietăți după transformarea perlitică a austenitei deformată plastic la cald.....	43
4.2. Transformarea perlitică a austenitei deformată plastic în domeniul perlitic	44
4.2.1. Cinetica transformării perlitice a austenitei deformată plastic în domeniul perlitic.....	44
4.2.2. Modificări de structură și proprietăți după transformarea perlitică a austenitei deformată plastic în domeniul perlitic.....	46
4.3. Aplicații	48

5. PARTICULARITĂȚILE TRANSFORMĂRII AUSTENITEI DEFORMATE PLASTIC ÎN BAINITĂ	51
5.1. Transformarea bainitică a austenitei deformate plastic la cald	52
5.1.1. Cinetica transformării bainitice a austenitei deformate plastic la cald.....	52
5.1.2. Modificări de structură și proprietăți după transformarea bainitică a austenitei deformate plastic la cald	55
5.2. Transformarea perlitică a austenitei deformate plastic în domeniul bainitic.....	56
5.2.1. Cinetica transformării perlitice a austenitei deformate plastic în domeniul bainitic	56
5.2.2. Modificări de structură și proprietăți după transformarea bainitică a austenitei deformate plastic în domeniul bainitic.....	59
5.3. Aplicații.....	61
 6. PARTICULARITĂȚILE TRANSFORMĂRII AUSTENITEI DEFORMATE PLASTIC ÎN MARTENSITĂ.....	 64
6.1. Cinetica transformării martensitice a austenitei deformate plastic la cald	65
6.2. Structura și morfologia martensitei formată din austenita deformată plastic la cald	68
6.3. Aplicații	70

Lista abrevierilor

TTM - tratament termomecanic
TTMTI - tratament termomecanic de temperatură înaltă
TTMTJ - tratament termomecanic de temperatură joasă
TTMTIJ - tratament termomecanic de temperatură înaltă și joasă
TTMTJI - tratament termomecanic de temperatură joasă și înaltă
TTMIzTIP - tratament termomecanic izoterm de temperatură înaltă la perlită
TTMIzTJP - tratament termomecanic izoterm de temperatură joasă la perlită
TTMIzTIB - tratament termomecanic izoterm de temperatură înaltă la bainită
TTMIzTJB - tratament termomecanic izoterm de temperatură joasă la bainită
TTME - tratament termomecanic ereditar
TTMP - tratament termomecanic preliminar
TTMC - tratament termomecanic combinat
TTMSEC - tratament termomecanic cu stabilitatea ecrusajului la cald
d.p. - deformare plastică
L.C. - laminare controlată
T_{RA} - temperatura de recristalizare a austenitei
T_A - temperatura de austenitizare
T_d - temperatura de deformare;
T_{id}, T_{sd} - temperatura de început, respectiv de sfârșit a deformării
v_d - viteza de deformare
ε - grad de deformare
τ - durata menținerii postdeformaționale
T_{iz} - temperatura de menținere izotermă
τ_{iz} - durata de menținere izotermă
A(γ) - austenită
α - ferită
P - perlită
M - martensită;
M_s, M_f - puncte critice de început, respectiv de sfârșit ale transformării martensitice
M_d - punctul critic superior al formării martensitei prin deformare
B - bainită;
B_i - bainită inferioară;
B_s - bainită superioară
A_{rez} - austenită reziduală
K - carburi

INTRODUCERE

Îmbinare a deformării plastice cu tratamentele termice, luate în diverse succesiuni și combinații, tratamentele termomecanice reprezintă o soluție economică de îmbunătățire a proprietăților mecanice într-un complex favorabil, altul decât cel obținut după tratamentele termice clasice.

Exercitată asupra austenitei stabile și metastabile sau asupra produșilor ei de descompunere – perlita, bainita și martensita – deformarea plastică aplicată în cele mai diverse forme – refulare, laminare, matrițare, forjare – înainte, după sau în timpul tratamentului termic, produce efecte remarcabile: modifică cinetica și durata transformărilor de fază ulterioare, morfologia, aspectul și dimensiunile grăunților produșilor de transformare, raportul structural de faze, cinetica precipitării unor compuși și gradul de dispersie al acestora, stabilitatea unor faze la unele transformări ulterioare etc.

Expresii ale modificărilor structurale induse, efectele tratamentelor termomecanice sunt multiple: creșterea importantă a proprietăților mecanice de rezistență în condiții de plasticitate, într-un complex favorabil - fără fragilitate completă, coborârea temperaturii de tranziție ductil-fragil, atenuarea și chiar înlăturarea fragilității la revenire, îmbunătățirea rezistenței la oboseală prin încovoiere și torsiune, îmbunătățirea rezistenței la uzură a straturilor tratate termochimic, scăderea cantității de austenită reziduală etc.

Tratamentele termomecanice permit realizarea unor configurații diverse de proprietăți, efectele lor fiind hotărâte de succesiunea deformare plastică - transformare de fază și desigur de parametrii tehnologici aleși. Ele se integrează ușor în trasee tehnologice de fabricație ce cuprind operații de deformare plastică și se aplică atât semifabricatelor cât și produselor finite. Eficiența tratamentului este condiționată de comportarea materialului ce trebuie să permită desfășurarea succesiunii deformare plastică - transformare de fază corespunzătoare.

Pornind de la ideea că tehnologiile reprezintă componenta mobilă care se înnoiește continuu în tehnică, accentul este pus în prezenta lucrare pe principii și concepte care oferă cadrul înțelegerii și însușirii tehnologiilor de tratament termomecanic. În această viziune, lucrarea este structurată în două părți. Partea întâi (cap.1 și 2) formează obiectul transformărilor structurale și de fază induse de deformarea plastică și influența acestora asupra structurii și proprietăților mecanice ale materialelor supuse tratamentelor termomecanice. Partea a doua (cap.3, 4 și 5) prezintă tehnologiile de tratament termomecanic ordonate după succesiunea deformare plastică – tratament termic.

Autorii speră ca lucrarea să fie utilă studenților de la facultățile de profil mecanic și metalurgic, specialiștilor din industria metalurgică, cercetătorilor și cadrelor didactice din învățământul tehnic de profil.

Capitolul 1

CONSIDERAȚII ASUPRA TRATAMENTELOR TERMOMECHANICE

1.1. PRINCIPIILE GENERALE ȘI DEFINIREA TRATAMENTELOR TERMOMECHANICE

1.2. CLASIFICAREA TRATAMENTELOR TERMOMECHANICE

1.3. SCURT ISTORIC

1. CONSIDERAȚII ASUPRA TRATAMENTELOR TERMO-MECANICE

1.1. Principiile generale și definirea tratamentelor termomecanice

Rezistența mecanică a materialelor metalice poate fi sporită pe două căi diametral opuse:

- prin realizarea unei structuri cristaline ideale, lipsită de defecte, dar care necesită asigurarea unor condiții tehnice deosebite;
- prin crearea de defecte (în special dislocații) și limitarea deplasării acestora, soluție realizabilă la scară industrială.

Mijloacele tehnologice ce corespund celei de-a doua căi de creștere a rezistenței mecanice sunt alierea rațională, tratamentele termice și deformarea plastică.

Considerând un policristal (situația reală) ce posedă defecte de rețea, pentru a-i mări rezistența mecanică se apelează la limitarea deplasării acestora prin următoarele mecanisme:

1. creșterea densității de dislocații, ceea ce are drept urmare crearea unui câmp de tensiuni în jurul lor, astfel încât deplasarea acestora este serios limitată;
2. crearea de bariere mobile semipermeabile de tipul limitelor și sublimitelor de grăunți sau de tipul barierelor determinate de particulele disperse ale unei faze secundare durificatoare care a precipitat;
3. crearea de acumulări condensate pe dislocații (atomi străini, segregatii, vacanțe);
4. crearea de construcții atomice ordonate din punct de vedere al compoziției chimice și al orientării cristalografice care să oblige dislocațiile să consume o mare parte din energia lor pentru a se deplasa.

Mecanismele descrise trebuie numai să limiteze deplasarea dislocațiilor, în caz contrar, imobilizarea totală ar determina apariția unor tensiuni chiar mai mari decât rezistența mecanică teoretică - chiar și numai în volume microscopice - ceea ce ar atrage după sine ruperea fragilă.

Există două mijloace tehnologice care determină creșterea proprietăților de rezistență, punând în funcțiune toate cele patru mecanisme și anume:

- a) Deformarea plastică care determină creșterea densității de dislocații, pe care le multiplică, generează sublimite de grăunți, schimbă forma, dimensiunile și orientarea spațială a grăunților;
- b) Tratamentul termic de călire la martensită care determină:
 - creșterea densității de dislocații ca urmare a ecruisajului fazic;
 - apariția de sublimite (dintr-un grăunte de austenită apar mai multe plăci de martensită);
 - precipitarea carburilor secundare durificatoare, fin dispersate, ca

urmare a unei ulterioare reveniri;

- crearea unei structuri bine ordonată cristalografic - martensita are o orientare definită și o structură specifică maclată.

Tratamentele termomecanice pun în valoare toate cele patru mecanisme simultan și/sau succesiv, combinând cele două mijloace tehnologice menționate, în mod rațional și organizat.

Prin tratament termomecanic se înțelege ansamblul operațiilor de deformare plastică, încălzire și răcire realizate în diferite succesiuni posibile care au ca rezultat obținerea unei structuri corespunzătoare unei mari densități de dislocații distribuite specific prin deformarea plastică, [58]. Așa cum se poate lesne intui, definițiile tratamentelor termomecanice diferă de la autor la autor și e dificil de găsit o formulare exhaustivă care să îmbrace toate aspectele legate de TTM, întrucât nici scopul tratamentului nu este unic.

Principiul de esență al TTM, deja schițat, este crearea de imperfecțiuni și limitarea deplasării acestora prin crearea unui câmp de tensiuni specific, orientarea planelor de ușoară alunecare după direcția tensiunii tangențiale maxime care determină simultan atât o creștere a proprietăților de rezistență cât și a celor de plasticitate - chiar în stare durificată - prin combinarea în diverse succesiuni a tratamentelor termice cu deformarea plastică, în prezența unor modificări ale transformărilor de fază.

Scopul general al TTM este obținerea unui material metalic cu proprietăți de rezistență sporite, în condiții de plasticitate și ductilitate, fără fragilitate completă, cu modificări ale fazelor structurale, paralel cu obținerea unor asociații optime de proprietăți mecanice, deosebite de cele determinate de tratamentele termice clasice.

Deoarece efectele TTM se apreciază comparativ cu cele ale tratamentelor termice clasice, se consideră că rezultatele obținute și eventualele diferențe și modificări constatate (forma, dimensiunile și orientarea grăunților, densitatea de dislocații, morfologia fazelor, cinetica transformărilor de fază, deplasarea unor puncte critice, proporția fazelor și constituenților etc.) sunt în mod firesc efecte conjugate ale aplicării deformării plastice, ca operație tehnologică adițională tratamentului termic (aplicată în diferite succesiuni și condiții).

Rezultatele TTM depind așadar în mod esențial de aportul modificărilor la nivel de structură și substructură induse de deformarea plastică, ale cărei parametri tehnologici sunt temperatura de deformare (T_d), viteza de deformare (v_d), gradul de deformare (ε) și durata menținerii postdeformaționale (τ) - pentru cazul deformării plastice la cald.

Temperatura și viteza de deformare influențează îndeosebi comportarea la d.p. a materialului prin efectele majore pe care acestea le manifestă asupra rezistenței la deformare și alături de gradul de deformare și asupra proceselor

specifice d.p. la cald - destindere, poligonizare, recrystalizare dinamică și/sau statică. Durata τ a menținerii postdeformaționale decide dacă efectele d.p. la cald sunt înlăturate parțial, total sau sunt, dimpotrivă, menținute integral.

Între parametrii tehnologici ai TTM se înscriu și cei legați de condițiile în care se desfășoară tratamentul termic: viteza și temperatura de încălzire, durata menținerii și viteza de răcire.

1.2. Clasificarea tratamentelor termomecanice

Tratamentele termice asociate cu deformarea plastică în cadrul TTM sunt călirile la martensită urmate de revenirile aferente sau călirile izoterme - pentru aliajele ce prezintă transformări de faze, respectiv călirile de punere în soluție și îmbătrânirile - pentru aliajele și oțelurile fără transformări de fază și care îmbătrânesc. În funcție de compoziția chimică și de proprietățile mecanice urmărite, deformarea plastică poate fi asociată cu normalizări sau recoaceri izoterme.

Deformarea plastică - realizată prin laminare, forjare liberă, matrițare, tragere sau extrudare - se poate efectua în cursul tratamentului termic, anterior sau posterior acestuia.

De asemenea, deformarea plastică se poate aplica la temperaturi superioare celor de recrystalizare ale austenitei, sau sub pragul de recrystalizare al acesteia (T_{rA}) - înțelegând prin aceasta și posibilitatea aplicării unui proces de deformare plastică sub punctele critice M_d sau M_s .

Deformarea plastică se poate exercita așadar asupra austenitei stabile, a austenitei subrăcite sau asupra produșilor de transformare - perlită, bainită, martensită. În fine, deformarea plastică se poate repeta în cadrul tratamentului termomecanic la temperaturi înalte sau la temperaturi joase.

Data fiind multitudinea de posibilități legate de succesiunea deformare plastică - tratament termic, precum și condițiile termice la care se desfășoară aceste operații, o clasificare a tratamentelor termomecanice devine imperios necesară, urmărind criterii de clasificare consacrate [2, 52, 58]:

I. După succesiunea deformare plastică - tratament termic:

1. Tratamente termomecanice cu deformare plastică în cursul tratamentului termic
2. Tratamente termomecanice cu deformare plastică anterioară tratamentului termic
3. Tratamente termomecanice cu deformare plastică ulterioară tratamentului termic
4. Tratamente termomecanice cu deformare plastică anterioară și posterioară tratamentului termic

II. După temperatura la care are loc deformarea plastică:

1. Tratamente termomecanice de temperatură înaltă (**TTMTI**), când $T_d > T_{rA}$
 2. Tratamente termomecanice de temperatură joasă (**TTMTJ**), când $T_d < T_{rA}$
 3. Tratamente termomecanice de temperatură înaltă și joasă (**TTMTIJ**), când $T_{d1} > T_{rA}$, $T_{d2} < T_{rA}$
 4. Tratamente termomecanice de temperatură joasă și înaltă (**TTMTJI**), când $T_{d1} < T_{rA}$, $T_{d2} > T_{rA}$
 5. Tratamente termomecanice izoterme:
 - de temperatură înaltă (**TTMIzTI**), când $T_d > T_{rA}$
 - de temperatură joasă (**TTMIzTJ**), când $T_d < T_{rA}$
- Clasificarea TTM se poate urmări în fig.1.1 și fig.1.2, unde:

Fig.1.1. Diagramele TTT ale tratamentelor termomecanice aplicate aliajelor cu transformări de fază:

- a - TTMTI cu călire la martensită și revenire;
- b - TTMIzTI cu transformarea izotermă a austenitei:
 - (1) - în perlită (TTMIzTIP); (2) - în bainită (TTMIzTIB);
- c - TTMTJ cu călire la martensită și revenire (*austforming*);
- d - TTMIzTJ cu transformarea izotermă a austenitei (*isoforming*):
 - (1) - în perlită (TTMIzTJP); (2) - în bainită (TTMIzTJB);
- e - TTMIJ cu călire la martensită și revenire;
- f - TTMTJI cu călire la martensită și revenire;
- g - laminare controlată;
- h - TTME = TTMTI + călire secundară la martensită și revenire;
- i - TTME = TTMIzTIB + călire secundară la martensită și revenire;
- j - TTME = TTMIzTJB(P) + călire secundară la martensită și revenire;
- k - TTMP = deformare plastică la rece + călire la martensită și revenire
- l - *Marforming* = călire la martensită + îmbătrânire mecanică la cald/rece + revenire
- m - *Strain Tempering* = TTMTI + îmbătrânire mecanică la cald/rece + revenire
- n - Călire izotermă la bainită + îmbătrânire mecanică la cald/rece + revenire
- o - TTMP = deformare plastică la rece ($T_d < T_{rA}$) + călire izotermă la bainită + deformare plastică la rece

Fig.1.2. Diagramele TTT ale tratamentelor termomecanice aplicate aliajelor care îmbătrânesc:

- a - TTMTI = deformare plastică la cald + călire de punere în soluție + îmbătrânire
- b - TTMTJ = călire de punere în soluție + deformare plastică la rece + îmbătrânire
- c - TTMTIJ = deformare plastică la cald + călire de punere în soluție + deformare plastică la rece + îmbătrânire

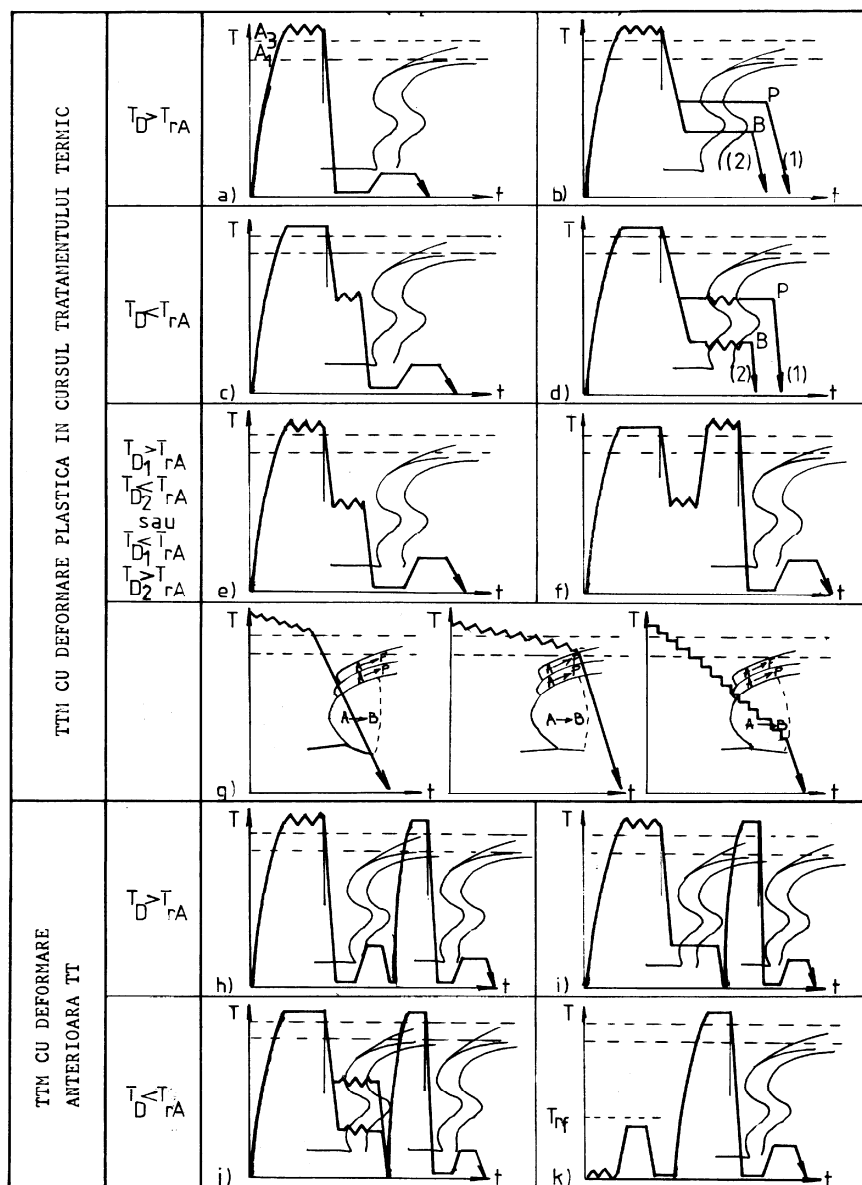


Fig.1.1. Diagramele TTT ale TTM aplicate aliajelor cu transformări de fază cu d.p. în timpul tratamentului termic (a-g) și anterior tratamentului termic (h-k), [2].

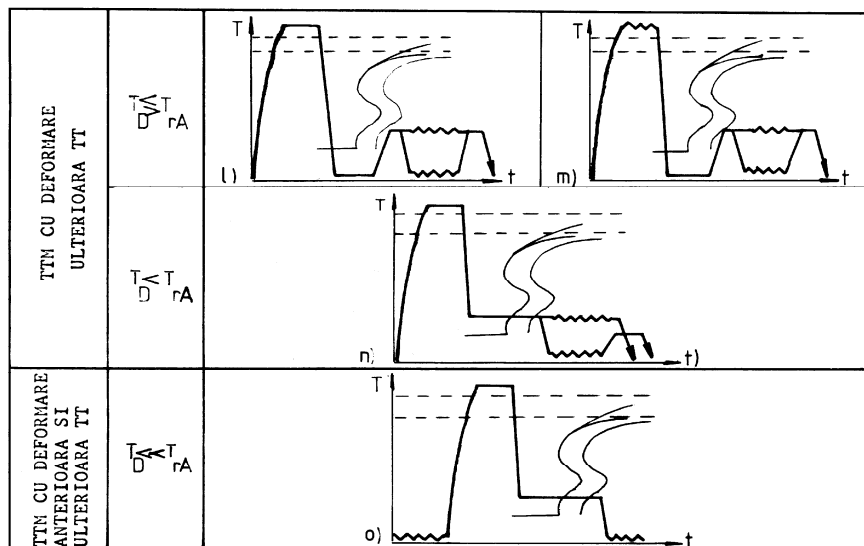


Fig.1.1. (continuare) Diagramele TTT ale TTM aplicate aliajelor cu transformări de fază cu d.p. ulterioară TT (l – n); cu d.p. anterioară și ulterioară TT (o); T_{rA} – temp. de recrystalizare a austenitei; T_{rF} – temp. de recrystalizare a feritei, [2].

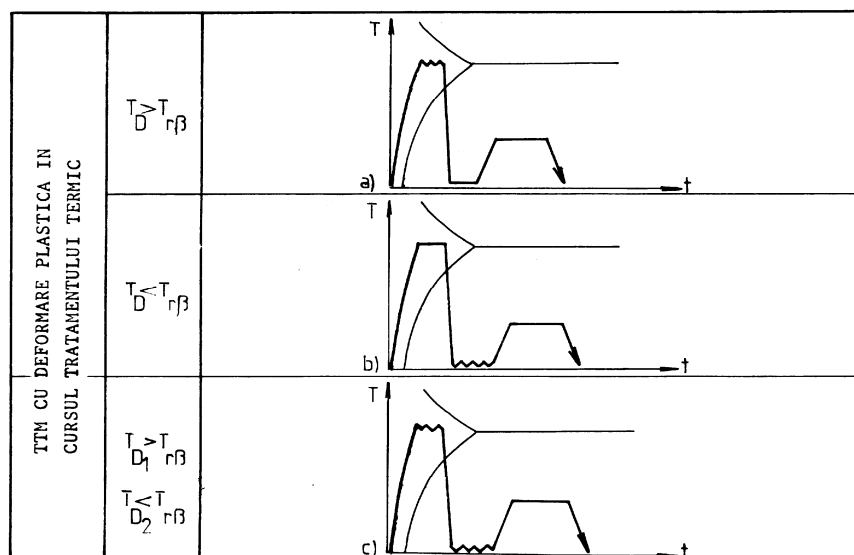


Fig.1.2. Diagramele TTT ale TTM aplicate aliajelor care îmbătrânesc, [2]

1.3. Scurt istoric

Aprecierea reperului temporal al aplicării primului tratament termomecanic în sensul unanim acceptat astăzi nu poate fi, desigur decât probabilă. Călirea, direct din temperatura de deformare, nu a constituit în nici un caz un tratament termomecanic, căci scopul urmărit era doar economia de energie - de altfel, deloc de neglijat; pauza dintre deformare și călire era necontrolată, singurul parametru respectat fiind doar temperatura, deci procesele de recrystalizare evoluau aleatoriu și dezorganizat, înlăturând parțial sau total efectele deformării plastice. Ulterior, rolul d.p. (de creștere a densității de dislocații, de finisare a structurii etc) a fost combinat cu rolul răcirii energice (de a împiedica în mod rațional recrystalizarea și de a fixa structura dislocațională de după d.p.)

Prima lucrare asupra TTM era publicată în SUA (Metal Progress, vol.66, nr. 2, 1954) de către doi cercetători americani de origine olandeză *E.M. Lips* și *H.V. Zuilen* și descria tehnologia de deformare plastică a austenitei la 550-600°, urmată de călire și de revenire pe un oțel 35CrNi50, obținându-se $\sigma_c = 285$ daN/mm² față de 210 daN/mm², la o alungire la rupere $A_5 = 12\%$ față de 2% comparativ cu călire și revenirea joasă. Tratamentul a primit ulterior denumirea de *ausforming*.

Definirea tratamentelor termomecanice în sensul acceptat astăzi a intervenit ceva mai târziu: *E. Duckworth* (în Journal of Metals, nr. 18, 1966) conchide că "*Tratamentul termomecanic constă în realizarea unei deformări plastice înainte, după sau în timpul unei transformări alotropice, această operație având drept scop ameliorarea proprietăților mecanice*".

Aplicarea în premieră a tratamentelor termomecanice la scară industrială se pare că aparține Japoniei: în 1950 se aplica deja laminarea controlată (L.C.) a tablelor din oțeluri manganoase cu $\sigma_r = 40$ daN/mm² pentru construcții navale, [74], ca urmare a unor grave deficiențe constatate în cadrul flotei imperiale în timpul celei de-a doua conflagrații mondiale.

Încă de la început, cercetătorii au delimitat două direcții preliminare ale TTM, în funcție de temperatura de deformare: tratamente termomecanice de temperatură înaltă (TTMTI) la care deformarea se face peste pragul de recrystalizare al austenitei și tratamente termomecanice de temperatură joasă (TTMTJ) la care deformarea se face sub pragul de recrystalizare. Ulterior s-au dezvoltat o serie de variante de tratamente termomecanice, în funcție de compoziția chimică a oțelurilor, prescripțiile de tratament termic și regimurile

de deformare plastică specifice, precum și în funcție de categoria produsului finit și de scopurile urmărite.

În deceniul al șaselea îndeosebi, poziția dominantă au ocupat-o în SUA TTMTJ, în Europa și fosta URSS s-au îmbrățișat ambele categorii de tratamente termomecanice, dar mai pregnant TTMTI, iar în Japonia a dominat laminarea controlată și TTMTI.

Primele aplicații în producția industrială la scară mondială aparțin anilor '50-'60:

1955 - URSS: *E.N. Sokolov* și *V.D. Sadovski* a reușit - prin TTMTI - înlăturarea fragilității reversibile de revenire și atenuarea celei ireversibile la unele oțeluri de construcții, [61];

1959 - SUA: *D.J. Schmatz* și *V.F. Zackay* au aplicat TTMTJ pe un oțel aliat (0,28-0,57%C; 1,42-1,46%Cr; 4,5-4,75%Ni; 1,43-1,78%Si) cu d.p. atât în domeniul de stabilitate al austenitei subrăcite, când se constată creșterea proprietăților de rezistență odată cu creșterea gradului de reducere, cât și în domeniul de transformare al austenitei în bainită, când rezistența crește până la grade de reducere de 30%, obținând $\sigma_s = 280 \text{ daN/mm}^2$, $\sigma_c = 210 \text{ daN/mm}^2$, $A_5 = 9\%$, $Z = 50\%$, rezultate superioare călirii obișnuite, [67, 68];

1960 - URSS: *M.L. Bernștein* ridică prin TTMTI rezistența oțelurilor la temperaturi coborâte, micșorează capacitatea la propagarea fisurii intercristaline și susceptibilitatea oțelurilor aliate de a fisura la călire (37HN3A, 20HN3, 30HGSA - tab.3, anexa 1), [24];

1960 - SUA: *E.B. Kula* și *J.M. Dhosi* au experimentat TTMTI pe oțelul 4340 (0,39%C; 1,75%Ni; 0,8%Cr; 0,23%Mo), obținând proprietăți de rezistență mai ridicate și au demonstrat că TTMTI micșorează temperatura de tranziție la rupere fragilă și nu intensifică anizotropia proprietăților mecanice comparativ cu tratamentul termic de călire și revenire, [49];

1961 - SUA: *R.A. Grange* și *J.B. Mitchell* experimentează în laboratoarele companiei United States Steels TTMTI pe cinci grupe de oțeluri (tab.1, anexa 1) slab aliate cu 0,25-0,86%C, ridicând proprietățile de rezistență cu menținerea alungirii la rupere la nivele ridicate, [24];

1961 - URSS: *I.M. Potak* aplică TTMTJ unui grup de de șase oțeluri slab aliate (A - F, tab.2, anexa 1) cu 0,33-0,64%C, prin laminare sub 500°C, cu $\epsilon_{\max} = 90\%$, urmat de călire și revenire, constatând o limită de rupere a oțelurilor până la 0,5%C, de 280-300 daN/mm² la o alungire de 6-8%, cu ruptura tenace, ceea ce depășește cu mult rezultatele unei căliri obișnuite sau în trepte, [59];

1963 - Marea Britanie: *W.E. Duckworth*, *D.A. Leach* și *R. Philips* au efectuat un studiu complet asupra aplicării TTM pe sârme, la *Institutul Britanic de Cercetare a Fierului și Oțelului - BISRA*, obținând creșteri ale rezistenței la

rupere cu 115 daN/mm² comparativ cu tratamentele termice clasice, [29];
 1965 - SUA: *W.F. Zackay* și *W.M. Yustusson* au aplicat TTMTJ pe oțelul de scule H11 și pe un oțel de îmbunătățire slab aliat SAE 5160 (tab.3, anexa 1), obținând o rezistență de rupere la oboseală deosebită (117,4daN/mm²), la valori ale limitei de rupere $\sigma_r=210$ daN/mm², [24];
 1965 - URSS: *A.G. Rahstadt* aplică TTMTI pe un oțel de arcuri 55HGR (tab.3, anexa 1), obținând creșterea rezistenței la oboseală prin încovoiere de aproape 9 ori comparativ cu tratamentele termice clasice, [8];
 1965 - URSS: *N. Drăgan* (România) și *M.L. Bernștein* aplică două variante de TTM pentru țevi: laminate la rece - pe oțeluri 30HGSA și 20A și laminate la cald - pe oțeluri DB și 36G2B (tab.3, anexa 1), [4, 5, 25].

Unele rezultate ale cercetărilor menționate sunt sintetizate în tab.1, anexa 2 (cercetări în fosta URSS) și în tab.5, anexa 1 și tab.2, anexa 2 (cercetări britanice și americane), [24].

După primele rezultate obținute prin aplicarea TTMTI și TTMTJ cercetătorii au început să îmbine cele două categorii de TTM în diverse combinații și succesiuni, astfel luând naștere TTMC, TTME, TTMP etc. Rezultatele nu s-au lăsat așteptate:

1962 - URSS: *M.L. Bernștein* și *A.G. Rahstadt* aplică în premieră TTMP pe oțeluri 40HN (41CrNi12) și 40H (40Cr10); de asemenea, ei utilizează stabilitatea efectului ecruisajului la cald în cadrul unui TTM aplicat pe oțeluri de arcuri 55HGR și 41H1NVA (tab.3, anexa 1), [8, 24, 61];
 1963 - URSS: *E.N. Sokolov* și *V.D. Sadovski* aplică pentru prima dată TTMC pe oțelul 37HN3A (tab.3, anexa 1), constatând printre altele o creștere a rezilienței de trei ori în intervalul de temperatură al fragilității reversibile, [71];
 1965 - URSS: *M.N. Kurmanov* și *I.N. Driukova* aplică TTMC pe patru oțeluri (tab.4, anexa 1) și constată creșterea tuturor proprietăților mecanice comparativ cu TTMTJ sau călirea obișnuită (tab. 3, anexa 2), [50];

Cum este și firesc, școala românească de metalurgie și știința materialelor și-a adus contribuția la afirmarea tratamentelor termomecanice ca metodă tehnologică importantă de îmbunătățire a proprietăților mecanice și nu numai. Iată câteva repere ale cercetărilor și realizărilor românești în domeniu:

1963 - *N. Sassu* aplică TTM folosind reversibilitatea efectului ecruisării la cald pe oțeluri de arcuri, [61, 62, 63, 64];
 1965 - *N. Drăgan* obține rezultate deosebite la aplicarea TTM pe țevi laminate la rece și la cald utilizate în extracția petrolului, [4, 5, 24, 25];
 1968 - *C-tin. Ciucă* introduce TTM în tehnologia de fabricare a tablelor din oțeluri cu mangan folosite în industria navală, [16];
 1973 - *C-tin Ionescu* propune modificarea tehnologiei de fabricare a tablelor

groase din oțeluri slab aliate, cu utilizarea de TTM, [46];
 1976 - *Lucia Cincă* îmbunătățește proprietățile aliajelor Cu-Al prin tratament termomecanic, [11, 12, 13, 14, 15];
 1976 - *Simona Zamfir* aplică TTMTJ pe oțelul austenitic 7NiCr180, [80, 81, 82];
 1977 - *I. Mitelea* și *M. Trușculescu* studiază aplicarea TTM pe oțeluri aliate cu Ni și Ni-Co, [53, 54, 55, 75];
 1980 - *P. Ianc* studiază comportarea austenitei în timpul și după deformarea plastică a oțelurilor microaliate cu N, V, Al, [37, 38, 44];
 1981 - *Viorica Fiterău* face primele încercări de TTM pe oțeluri de rulmenți, [31];
 1983 - *Rodica Florea* aplică TTM pieselor finite obținute prin matrițare, [32, 33].

Perioada de afirmare a TTM, succint descrisă, a confirmat posibilitățile acestei concepții tehnologice ca deosebit de avantajoasă, cu o paletă de aplicații nebănuite de extinsă: astfel, tratamentele termomecanice se asociază cu succes tehnologiilor de execuție ale semifabricatelor sau produselor finite din domenii ale construcției de mașini, aeronautică și tehnică militară, industria de automobile, în construcții superrezistente și navale, în industria petrolieră și de gaze.

Tratamentele termomecanice devin metode recomandate de îmbunătățire a celor mai diverse proprietăți fizico-mecanice pentru o serie de oțeluri și aliaje cu destinație precisă: oțeluri de arcuri [24, 61, 62, 63, 64, 65], de scule [30, 56, 58, 60], de rulmenți [3, 17, 18, 19, 20, 21, 31, 34, 42], bronzuri cu Al [11, 12, 13, 14, 15], aliaje de Al (Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg-Cu) [27, 45, 51, 70, 79], de Pb (Pb-Ca-Bi) [41], de Ti [40], ELINVAR [69], oțeluri stratificate [39].

Necesitățile și dorința de creștere a eficienței economice au făcut ca tratamentele termomecanice să se extindă din domeniul general al semifabricatelor către cel al produselor finite realizate prin tehnologii ce cuprind operații de deformare plastică. Astfel, tratamentele termomecanice se aplică cu succes țevelor din industria petrolieră și de gaze [4, 5, 24, 25], arcurilor [24, 47, 61, 62, 63, 64, 65], rulmenților [3, 17, 18, 19, 20, 21, 31, 34, 42], produselor finite din sârmă [24], produselor matrițate [1, 32], extrudate [1], tablelor și profilelor [2, 6, 16, 22, 44, 48, 73, 74, 77], produselor obținute din pulberi metalice [57] etc.

Tratamentele termomecanice se aplică cu succes și la materialele performante: oțeluri criogenice de mare tenacitate [53, 54, 55, 75], slab aliate de înaltă rezistență [9, 10, 22, 23, 37, 38, 44, 73, 74], inoxidabile [72, 80, 81, 82], refractare [35, 36, 43].

Tratamentele termomecanice influențează de asemenea caracteristicile și proprietățile straturilor superficiale [66], precum și efectele tratamentelor termochimice [7, 26, 78].

AUSTENITA

DEFORMATĂ PLASTIC

LA CALD

2.1. AUSTENITA DEFORMATĂ PLASTIC LA CALD

2.2. RESTAURAREA ȘI RECRISTALIZAREA AUSTENITEI DEFORMATE PLASTIC LA CALD ÎN TIMPUL MENȚINERII POSTDEFORMAȚIONALE

2. DEFORMAREA PLASTICĂ LA CALD

2.1. Austenita deformată plastic la cald

Desfășurarea procesului deformării plastice la cald a austenitei poate fi urmărită cu ajutorul curbei $\sigma - \varepsilon$, pe care se identifică patru stadii succesive de evoluție (fig.2.1.), [9, 10]:

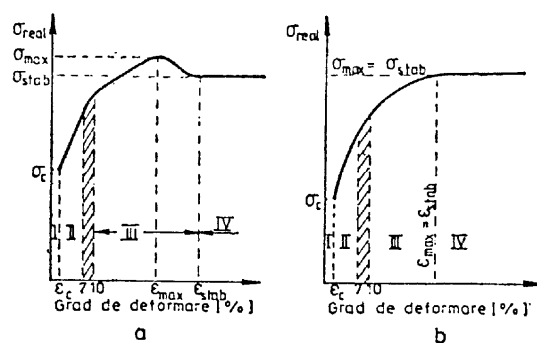


Fig.2.1. Forma curbelor $\sigma - \varepsilon$ la deformare plastică la cald
a – cu vârf de durificare; b – fără vârf de durificare, [9]

Stadiul I este marcat de o durificare moderată determinată de alunecarea ușoară și liberă a dislocațiilor. Stadiul corespunde deformațiilor mici ($\varepsilon_c \cong 0,02$) la o tensiune egală cu limita de curgere convențională la cald (σ_c).

Stadiul II este marcat de o durificare accentuată datorată multiplicării și alunecării frânate a dislocațiilor, care determină formarea unei substructuri de ecrisaj la cald caracterizată printr-o însemnată densitate de dislocații.

Stadiul corespunde deformațiilor moderate pe parcursul cărora tensiunea crește aproape liniar. Sfârșitul stadiului surprinde și o ușoară tendință de dedurificare datorată apariției subgrăunților limitați de pereți de dislocații poligonali (dedurificare prin destindere și poligonizare dinamice instabile).

Stadiul III este marcat de o durificare încetinită datorită dezvoltării procesului de dedurificare inițiat la finalul stadiului II. Durificarea deformațională continuă până la valoarea maximă a tensiunii (σ_{max}) corespunzătoare unei deformații ε_{max} .

Evoluția tensiunii până la valoarea σ_{max} este distinctă: cu vârf de durificare (fig.2.1, a) sau fără vârf de durificare (fig.2.1, b):

În primul caz, procesul de deformare continuă în prezența clar exprimată a unei dedurificări dinamice ce aduce tensiunea la o valoare stabilizată σ_{stab} corespunzătoare unei deformării ε_{stab} . Situația este proprie sistemelor cu o energie a defectelor de împachetare mai mică (Fe_γ , Cu), când dedurificarea se realizează prin recristalizare dinamică, [7]. Structura obținută prezintă grăunți echiaxi, cu o densitate de dislocații libere mai redusă.

În al doilea caz, atingerea tensiunii maxime σ_{max} coincide cu sfârșitul stadiului de durificare încetinită și ca urmare $\sigma_{max} = \sigma_{stab}$. Situația corespunde sistemelor cu o energie a defectelor de împachetare mai mare (Fe_α , Al), când dedurificarea se realizează prin restaurare și poligonizare dinamice, [6]. Se obține o structură celulară sau de poligonizare cu subgrăunți alungiți, cu o însemnată densitate de dislocații libere nefixate în sublimite.

Valoarea tensiunii maxime (în primul caz), respectiv a tensiunii stabilizate (în al doilea caz) se exprimă prin parametrul *Zener – Hollomon* (Z):

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{K_T}{d^q}; \quad d = a + b \cdot \lg Z; \quad Z = \exp(Q / RT) \quad (2.1)$$

unde σ_0 este rezistența întâmpinată de dislocații la deplasarea prin grăunte [MPa]; K_T este o constantă ce depinde de temperatura T; q este o constantă ce depinde de natura materialului; d este diametrul subgrăunților [μm]; a , b sunt constante; Z este parametrul *Zener – Hollomon*; Q este energia de activare la deformare [J/mol]; R este constanta lui *Boltzmann* [J/kmol·K].

Stadiul IV este marcat de o deformare plastică stabilizată caracteristică proceselor la cald, când dedurificarea dinamică stabilă (bazată pe poligonizare sau recristalizare dinamică) echilibrează durificarea deformațională, la o tensiune relativ constantă ($\sigma = \sigma_{stab}$).

La fel ca la recristalizarea statică, se remarcă tot două mecanisme și în cazul recristalizării dinamice: **1 - mecanismul deformării limitelor (*bulging mechanism*) și 2 - mecanismul germinare - creștere**. În general, primul mecanism operează la tensiuni reduse, iar celălalt la solicitări mai mari.

Recristalizarea dinamică se instalează mai ușor când mărimea d_0 a grăuntelui inițial de austenită este mai mic. Deci, în cazul unui grăunte fin de A, ε_{stab} și ε_{max} devin mici chiar la deformări diferite realizate însă în aceleași condiții ale parametrului Z. Totuși, σ_{max} și σ_{stab} sunt independente față de d_0 .

Situațiile ce pot interveni la finalul deformării plastice la cald pot fi rezumate astfel:

a) Materialul se găsește în starea de ecrusaj la cald (II) caracterizată de o structură cu grăunți alungiți, de dimensiuni mari, cu o densitate mare de dislocații libere.

b) Materialul se găsește în starea în care se formează structura de poligonizare (III) cu subgrăunți alungiți, cu o însemnată densitate de dislocații libere nefixate încă în sublimite.

c) Materialul se găsește în starea de deformare plastică stabilizată (IV) cu o substructură de poligonizare stabilă.

d) Materialul se găsește în starea de deformare plastică stabilizată (IV) cu o structură recristalizată dinamic.

2.2. Restaurarea și recristalizarea austenitei deformate plastic la cald în timpul menținerii postdeformaționale

Stările (descrise anterior) în care se regăsește austenita după deformarea plastică la cald sunt stări instabile susceptibile de modificări în timpul unei ulterioare mențineri postdeformaționale. Procesele statice ce restabilesc structura după deformarea plastică sunt:

- (1) restaurarea statică,
- (2) recristalizarea statică,
- (3) recristalizarea metadinamică.

Recristalizarea dinamică – controlează structura în timpul laminării controlate, dacă gradul de deformare depășește gradul critic ε_p , valoare asociată cu mărimea inițială a grăunților de austenită și cu parametrul *Zener-Hollomon*. Sintetizând datele experimentale, s-a arătat că toate oțelurile urmăresc aceeași relație:

$$\varepsilon_p = A \cdot Z^m \cdot d_o^n \quad (1)$$

în care $d_o[\mu\text{m}]$ este mărimea inițială a grăunților de austenită, A este o constantă de material, m , n exponenți determinați experimental (tab. 1), iar $Z[\text{s}^{-1}]$ este parametrul *Zener-Hollomon* – calculat cu relația (2):

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot e^{\frac{Q_{\text{def}}}{RT}} \quad (2)$$

în care $\dot{\epsilon} [s^{-1}]$ este viteza de deformare, $Q_{def} [J/kmol]$ este energia de activare la deformare ($\cong 300 \cdot 10^6 \text{ J/kmol} \cdot K$), $R [J/kmol \cdot K]$ este constanta universală a gazelor ($\cong 8314 \text{ J/kmol} \cdot K$), iar $T [K]$ este temperatura de deformare.

Recristalizarea dinamică - precedată de restaurare și poligonizare dinamice – își face apariția dacă deformarea aplicată depășește o valoare critică $\epsilon_D (\cong 0,7\epsilon_p)$. Dacă deformarea depășește însă o valoare $\epsilon_{stab} (\geq \epsilon_p)$ - determinată experimental, întreaga structură este recristalizată dinamic în timpul deformării plastice la cald. Procesul intervine mai ușor când grăunțele inițial de austenită d_o este mai mic, dar mărimea medie a grăunților recristalizați dinamic este funcție doar de parametrul *Zener-Hollomon*:

$$\bar{d} = A' \cdot Z^p \quad (3)$$

în care A' și p sunt constante de material, iar $Z = \dot{\epsilon} e^{\frac{Q_{rd}}{RT}}$; $Q_{rd} [J/kmol]$ este energia de activare a recristalizării dinamice. La o ulterioară menținere postdeformațională a structurii integral recristalizată dinamic, mai poate avea loc doar creșterea grăunților.

Recristalizarea statică – intervine în timpul menținerii postdeformaționale pe o structură ecruisată, dacă deformarea aplicată a depășit o valoare critică ϵ_S – determinată experimental. Mărimea grăunțelui de austenită recristalizată static d_{RS} , precum și timpul t_f necesar recristalizării structurii într-o proporție f ($0 < f < 1$) scad odată la creșterea temperaturii de menținere și/sau a gradului de deformare aplicat, dacă acesta din urmă nu depășește o valoare $\epsilon^* (\cong 0,8\epsilon_p)$. Astfel, d_{RS} și $t_{0,5}$ necesar recristalizării structurii în proporție de 50% variază după relațiile:

$$d_{RS} = D \cdot d_o^l \cdot \epsilon^q \quad (4)$$

$$t_{0,5} = C \cdot d_o^2 \cdot \epsilon^{-4} \cdot e^{\frac{Q_{recr}}{R \cdot T_{ment}}} \quad (5)$$

în care: D și C sunt constante de material, $Q_{recr} [J/kmol]$ este energia de activare a recristalizării statice, $d_o [\mu m]$ este mărimea inițială a grăunțelui, $T_{ment} [K]$ este temperatura de menținere, $R [J/kmol \cdot K]$ este constanta universală a gazelor; l, q exponenți determinați experimental.

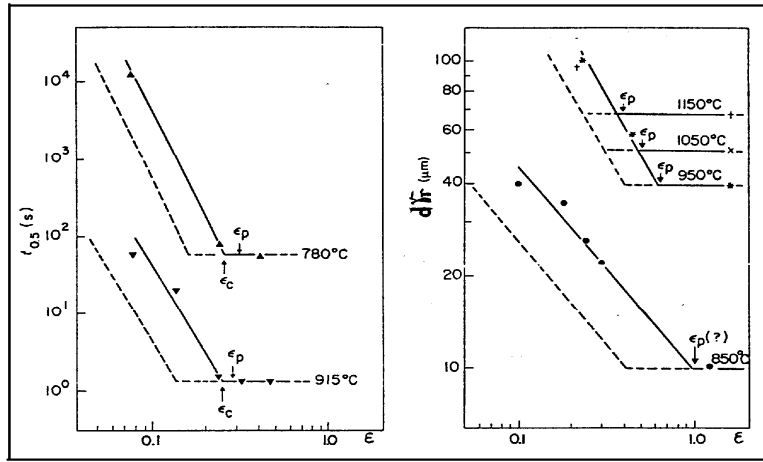


Fig.2.2. Dependența timpului de recrystalizare $t_{0.5}$ (a) și a mărimii grăunțului recrystalizat static d_{RS} (b) de mărimea deformației, [13]

Dacă însă deformația aplicată $\epsilon > \epsilon^*$, atunci atât mărimea grăunțului de austenită recrystalizată d_{RS} , cât și timpul $t_{0.5}$ nu mai depind de temperatura de menținere sau de gradul de deformare aplicat, (fig.2.2), ci rămân constante la valori calculate conform relațiilor:

$$d_{RS} = D^* \cdot Z^r \quad (6)$$

$$t_{0.5} = C^* \cdot Z^s \cdot e^{\frac{Q_{recr}}{R \cdot T_{ment}}} \quad (7)$$

în care: D^* și C^* sunt constante de material, $Z[s^{-1}]$ este parametrul *Zener-Hollomon*, în calculul căruia $Q_{def} = 312 \text{ J/kmol} \cdot \text{K}$, iar r, s exponenți determinați experimental.

Recrystalizarea statică a grăunților deformați și afectați de procese de destindere și poligonizare dinamice petrecute în timpul deformării plastice la cald, a primit denumirea de **recrystalizare metadinamică**.

Proporția de structură recrystalizată static X_{recr} se calculează cu relația lui *Avrami*:

$$X_{recr} = 1 - e^{\ln(1-f) \cdot \left(\frac{t}{t_f}\right)^2} \quad (8)$$

în care t_f [s] este timpul necesar recrystalizării unei proporții volumice f cunoscute (de exemplu 50%), iar t [s] este perioada de menținere postdeformațională.

Restaurarea statică și acumularea deformației. Mult timp s-a considerat că recrystalizarea statică de după deformarea plastică este completă și ca atare nu s-au luat în considerare efectele unei recrystalizări incomplete asupra rezistenței la deformare.

Deformația aplicată la o trecere anterioară nu este – din punct de vedere al modificărilor microstructurale – complet înlăturată prin procese de recrystalizare ulterioare, așa încât ea se “acumulează” (*strain accumulation*) ca structură deformată și nerecrystalizată. Aceasta are loc la temperaturile joase ale domeniului austenitic. La fel cum deformarea plastică la viteze mari determină ecruisarea austenitei, tot așa această “acumulare” de deformare crește virtual rezistența la deformare. Ori rezistența la deformare este o măsură a stării structurale la un moment dat. Din acest motiv, la calculul gradului de deformare corespunzător unei treceri se adaugă valoarea deformației acumulate:

$$\Delta \epsilon = \epsilon(1 - X_{\text{recl}}) \quad (9)$$

Proporția de structură restaurată static X_{rest} va determina aria efectivă a limitelor de grăunți deformați și nerecrystalizați:

$$X_{\text{rest}} = (1 - f) \cdot \left(\frac{t}{t_f} \right)^2 \quad (10)$$

Creșterea grăunților recrystalizați urmărește cinetica descrisă de relația *Miller*:

$$d_c = (K \cdot T_{\text{ment}} \cdot t)^{0,1} \quad (11)$$

în care K este o constantă de material, T_{ment} [K] este temperatura medie de menținere după deformare, t [s] este timpul de menținere postdeformațională.

Mărimea finală a grăunțului de austenită va fi:

$$d_\gamma = d_{\text{recl}} + d_c \text{ [}\mu\text{m]} \quad (12)$$

Creșterea grăunților se produce numai dacă întreaga structură s-a recrystalizat. Timpul de menținere trebuie astfel ales încât să evite creșterea necontrolată a grăunților.

TRANSFORMAREA AUSTENITEI DEFORMATE PLASTIC LA CALD ÎN FERITĂ

**3.1. TRANSFORMAREA ÎN FERITĂ A AUSTENITEI
DEFORMATĂ PLASTIC ÎN ZONA DE
RECRISTALIZARE**

**3.2. FINISAREA FERITEI PRIN TRANSFORMAREA
AUSTENITEI DEFORMATE PLASTIC ÎN ZONA DE
NERECRISTALIZARE. FORMAREA ȘI ROLUL
BENZILOR DE DEFORMARE**

**3.3. FERITA OBȚINUTĂ PRIN TRANSFORMAREA
AUSTENITEI DEFORMATĂ PLASTIC ÎN ZONA
BIFAZICĂ**

**3.4. FINISAREA FERITEI PRIN RĂCIRE
ACCELERATĂ**

3.5. APLICAȚII

3. Transformarea austenitei deformate plastic la cald în ferită

Transformarea în ferită a austenitei deformate plastic la cald este proprie laminării controlate (L.C.) a oțelurilor feritice slab aliate. Scopul laminării controlate este obținerea unei structuri feritice finisate care să determine creșterea rezistenței mecanice și a tenacității, cu ameliorarea fragilității la temperaturi negative.

Laminarea controlată constă din parcurgerea a trei stadii:

(1) d.p. în regiunea de recrystalizare a austenitei; (2) d.p. în regiunea de nerecrystalizare a austenitei; (3) d.p. în regiunea bifazică ($\gamma + \alpha$).

Fig 3.1 arată schematic cele trei stadii ale laminării controlate și modificările microstructurale cauzate de d.p. în fiecare etapă:

- *stadiul 1* - grăuntele mare de austenită (a) este finisat prin deformarea repetată și prin recrystalizare (b), dar se transformă într-un grăunte feritic relativ mare;

- *stadiul 2* - benzile de deformare se formează în grăunții nerecrystalizați (c) și ferita germinează pe benzile de deformare ca și pe granițele grăunților dând o structură fină (c');

- *stadiul 3* - deformarea în zona bifazică continuă stadiul 2 și deformează grăunții de ferită ce produc o substructură tipică (d). În timpul răcirii după d.p., grăuntele de austenită nerecrystalizat se transformă în grăunți de ferită echiaxiali, în timp ce ferita deformată trece în subgrăunți (d').

Finisarea grăuntelui pe parcursul recrystalizării repetate nu continuă la infinit, ci atinge o oarecare limită (b) și astfel rezultă grăunți de ferită relativ mari (b'). Dovada "depășirii" valorii limită este divizarea grăuntelui austenitic. De vreme ce grăuntele recrystalizat (b) este divizat de benzile de deformare (c), structura feritică este mai fină (d') decât în cazul (b'). Deformarea în regiunea bifazică nu determină numai o finisare suplimentară ci și o structură constituită din grăunți echiaxiali și subgrăunți.

Diferența fundamentală între laminarea convențională la cald și laminarea controlată este că, în primul caz, ferita germinează exclusiv la granițele grăunților de austenită, pe când în al doilea caz germenii apar atât la interiorul cât și la granițele grăunților, ceea ce conduce la o diferență de

structură substanțială în final. Faptul că banda de deformare este echivalentă cu o graniță de grăunte - din punct de vedere al potențialului de germinare - înseamnă că grăunțele de austenită este divizat în blocuri separate prin benzile de deformare.

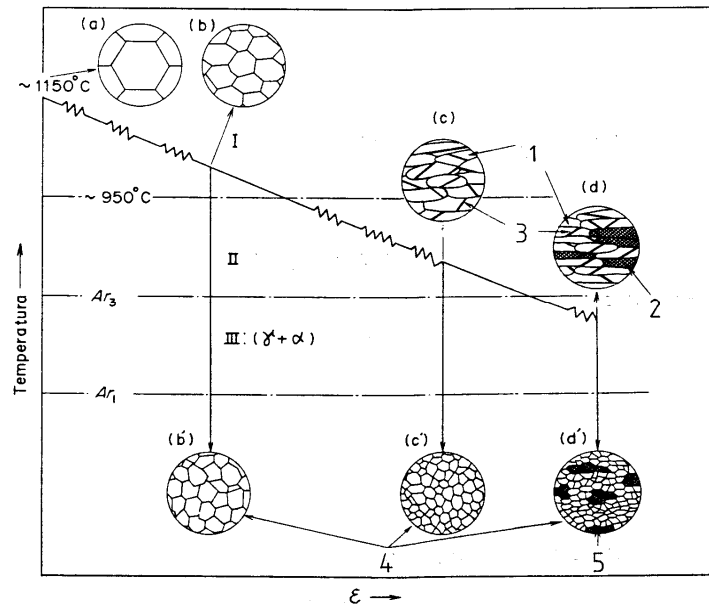


Fig.3.1. Schema laminării controlate: I - zona de recrystalizare; II - zona de nerecrystalizare; III -zona bifazică ($\gamma + \alpha$); 1 - gr. γ deformați; 2 - gr. α deformați; 3 - bandă de deformare; 4 - gr. echiaxiali; 5 - subgrăunți, [18]

3.1. Transformarea în ferită a austenitei deformată plastic în zona de recrystalizare

Ferita poate fi obținută prin transformare $\gamma \rightarrow \alpha$, atât în cadrul unei mențineri izoterme cât și la răcire continuă. Ferita poate germina omogen (în volum), pe suprafețe, pe muchii sau în colțurile grăunților de austenită, [4].

La transformarea izotermă $\gamma \rightarrow \alpha$, ferita germinează preferențial la granițele grăunților și crește în interiorul acestora. Dacă gradul de subrăcire scade, atunci zonele de germinare se deplasează în mod gradat de la muchii către suprafețele grăunțului.

La transformarea $\gamma \rightarrow \alpha$ prin răcire continuă, ferita germinează preferențial la suprafața grăunților de austenită.

Dimensiunile grăunților de ferită obținuți prin transformarea izotermă $\gamma \rightarrow \alpha$ pot fi apreciate cu relațiile, [20]:

- pentru germinarea la suprafața grăuntelui:

$$D_{\alpha} = \left(\frac{2}{\pi}\right)^{\frac{1}{6}} \cdot \left(\frac{\sqrt{I_s}}{\alpha}\right)^{-\frac{1}{3}} \cdot D_{\gamma}^{\frac{1}{3}} \quad (3.1)$$

- pentru germinarea omogenă:

$$D_{\alpha} = 0,974 \cdot \left(\frac{\sqrt{I_v}}{\alpha}\right)^{-\frac{2}{5}} \cdot D_{\gamma} \quad (3.2)$$

- pentru germinarea pe muchia grăuntelui:

$$D_{\alpha} = 0,784 \cdot \left(\frac{\sqrt{I_m}}{\alpha}\right)^{-\frac{2}{9}} \cdot D_{\gamma}^{\frac{2}{3}} \quad (3.3)$$

unde I_s , I_v , I_m sunt vitezele de germinare ale feritei la suprafața, în volumul și pe muchia grăuntelui de austenită, α este constanta parabolică ce caracterizează viteza de creștere a cristalelor, iar D_{γ} este dimensiunea grăuntelui de austenită.

Dimensiunea grăuntelui de ferită obținut la răcirea continuă se apreciază cu relația:

$$D_{\alpha} = q^{-0,17} \cdot (D_{\gamma})^{\frac{1}{3}} \quad (3.4)$$

unde q [grd/s] este viteza de răcire.

Finisarea grăuntelui de ferită se poate realiza așadar prin micșorarea dimensiunii grăuntelui de austenită și/sau mărirea termenului $\sqrt{I_s} / \alpha$.

De subliniat că finisarea grăuntelui austenitic se regăsește mai puțin în finisarea grăuntelui feritic (de exemplu, la răcirea continuă, D_{α} este proporțional cu $D_{\gamma}^{1/3}$). Mai mult, variația vitezei de germinare la suprafața grăunților este foarte sensibilă cu temperatura.

Toate acestea sugerează că în transformarea feritică a austenitei deformate plastic în zona de recrystalizare, viteza de germinare este factorul determinant care controlează mărimea grăuntelui de ferită.

3.2. Finisarea feritei prin transformarea austenitei deformate plastic în zona de nrecrystalizare. Formarea și rolul benzilor de deformare.

Datorită relației între mărimea grăuntelui de austenită și cel de ferită, finisarea structurii feritice este realizată în principal pornind de la o structură austenitică. Cu toate că mărimea grăuntelui α scade cu scăderea mărimii grăuntelui γ , primul ajunge la valoarea limită de $\approx 10 \mu\text{m}$ și nu poate scădea mai mult, chiar dacă mărimea grăuntelui γ ajunge la $10 \mu\text{m}$ (există o limită în finisarea grăuntelui feritic de-a lungul transformării $\gamma \rightarrow \alpha$ când ferita α se formează din austenita recrystalizată). Această limitare poate fi depășită prin transformarea în ferită a austenitei deformate prin laminare controlată în zona de nrecrystalizare.

Fig.3.2,a arată structura grăuntelui de austenită produsă prin d.p. în regiunea de nrecrystalizare.

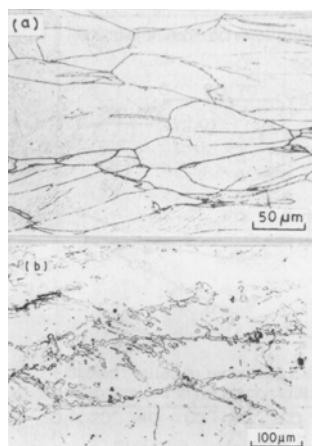


Fig.3.2. a) Benzii de deformare în austenită; b) ferită proeutectoidă în structură parțial transformată, [19]

Studii și cercetări asupra benzilor de deformare sunt puține, dar după cercetările efectuate se pot trage câteva concluzii utile. Astfel, densitatea benzilor de deformare crește ușor în domeniul deformațiilor până la 30%, pentru ca ulterior cu creșterea deformației evoluția să fie mai rapidă. Densitatea benzilor de deformare abia dacă este afectată de temperatura de deformare în zona de nrecrystalizare, în schimb la depășirea valorii de 1000°C ea descrește rapid.

Mărimea grăuntelui feritic este desigur corelată cu aria suprafeței S_v (aria suprafețelor grăunților plus benzile de deformare); deși o creștere a S_v cauzează o finisare a feritei, pentru o valoare S_v fixată, deformația în regiunea de nrecrystalizare finisează grăunții feritici mai

eficient decât d.p. în regiunea de recrystalizare. În stadiul incipient al transformării, viteza de transformare este dată de produsul $N_s S_v$, unde N_s este viteza de germinare pe unitatea de arie a limitelor de grăunte. Deformarea în regiunea de nerecrystalizare mărește atât N_s cât și S_v .

Cum suprafața limitelor grăunților în austenita deformată posedă o energie mai mare decât în austenita recrystalizată, viteza de germinare a feritei va fi mai mare pentru prima situație. În general, transformarea cu difuzie, controlată de germinarea și creșterea pe interfețe a grăunților este accelerată de d.p. în regiunea de nerecrystalizare.

S-a subliniat că în timpul transformării $\gamma \rightarrow \alpha$, din punct de vedere al germinării, benzile de deformare joacă același rol ca și limitele grăunților. Asta înseamnă că grăunții de austenită sunt divizați în blocuri diferite - "grăunți" - de către benzile de deformare. O comparație între laminarea la cald convențională și L.C. este similară comparației între normalizare și călire. În mod clar, mecanismul divizării grăunțului la L.C. este diferit de cel al călirii. Primul este datorat benzilor de deformare, iar celălalt transformării martensitice. De reținut că în afară de călire, numai laminarea controlată mai produce divizarea grăunților de austenită. Benzile de deformare în adevăratul sens al cuvântului, sunt cu siguranță capabile să dividă grăuntele de austenită, aceasta fiind diferența față de maclele de recoacere.

Importanța locurilor de germinare pentru transformare este considerată dependentă de gradul deformării. La un grad redus, limitele grăunților de austenită sunt cele mai preferate locuri de germinare, pe când la creșterea deformației, limitele maclelor de recoacere și benzile de deformare sunt din ce în ce mai importante.

3.3. Ferita obținută prin transformarea austenitei deformată plastic în zona bifazică

Aria suprafețelor grăunților de austenită pe unitatea de volum crește prin aplicarea deformației, un grăunte considerat sferic devenind un elipsoid prin d.p., așa cum arată fig.3.3.

Aria suprafeței sferice a grăunțului inițial cu raza egală cu unitatea este $S_{gb}^0 = 4\pi$; (gb – *grain boundaries*, în original;)

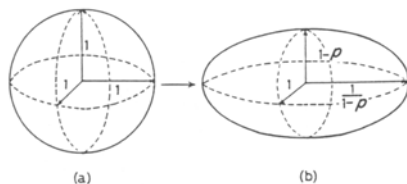


Fig.3.3. Schimbarea de formă a grăuntelui la laminare

Raportul ariilor suprafețelor înainte și după laminare q (S_{gb}/S_{gb}^0) este trasat în funcție de reducere în fig.3.4.

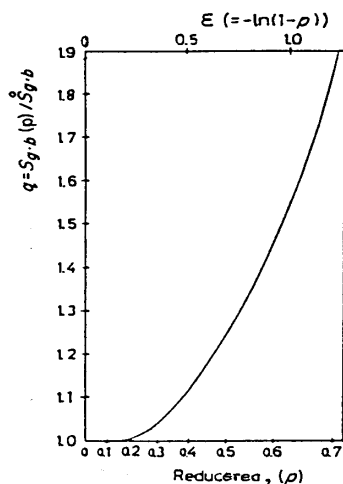


Fig.3.4. Variația raportului q după laminare cu reducerea p , [19]

Așa cum s-a arătat anterior, germinarea la granița grăunților este substanțial accelerată de deformare. Fenomenul poate fi explicat astfel: limitele grăunților de austenită deformați pot avea mai multe muchii sau trepte așa cum se arată în fig.3.5,a.

Dacă ferita germinază pe colțul unei astfel de muchii (fig.3.5,b), energia de activare a germinării devine de θ/π ori mai mică decât cea corespunzătoare germinării pe o limită plană. În acest fel, dacă se obțin prin deformare mai multe muchii pe limita de grăunte, este de așteptat o creștere considerabilă a vitezei de germinare.

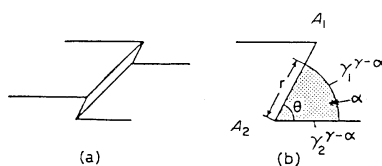


Fig.3.5. Germinarea feritei pe muchia de grăunte:

a - aspectul muchiei;

b - germinarea propriu-zisă

Aria totală a benzilor de deformare și a limitelor maculelor de recoacere pe unitatea de volum a austenitei este o funcție pătratică în raport cu gradul de deformare $\varepsilon = \ln(1 - p)$, adică:

$$S_{db}(p) + S_{tb}(p) = A (-\ln(1 - p))^2 \quad (3.9)$$

unde S_{db} și S_{tb} sunt ariile totale ale benzilor de deformare, respectiv ale limitelor

maclelor de recoacere, iar A este o constantă;

Mărimea grăuntelui de ferită rezultat din transformarea austenitei nedeformate în cazul germinării la suprafața grăunților poate fi exprimat prin ecuația, [19]:

$$D_{\alpha} = \left(\frac{2}{3n_v} \right)^{1/3} = \left(\frac{2}{3n_s S_{g \bullet b}} \right)^{1/3} \quad (3.5)$$

$$S_{g \bullet b} = 4/(\sqrt{\pi} D_{\alpha}) \quad (3.6)$$

Termenul $S_{g \bullet b}$ din ecuația (3.5) trebuie înlocuit cu aria efectivă a interfețelor S_v (limitele grăunților – *gran boundaries*, plus cele ale maclelor – *twin boundaries* și benzile de deformare – *deformation bands*), adică $S_v(p) = S_{g \bullet b}(p) + S_{t \bullet b}(p) + S_{d \bullet b}(p)$.

Interpretarea grafică a evoluției mărimii grăuntelui de ferită arată că finisarea feritei prin deformarea austenitei este realizabilă prin creșterea ariei interfeței efective, când grăunțele inițial de austenită este mare și prin mărirea vitezei de germinare datorită aportului extrem de eficient al maclelor de recoacere și al benzilor de deformare, când grăunțele inițial de austenită are dimensiuni mai reduse.

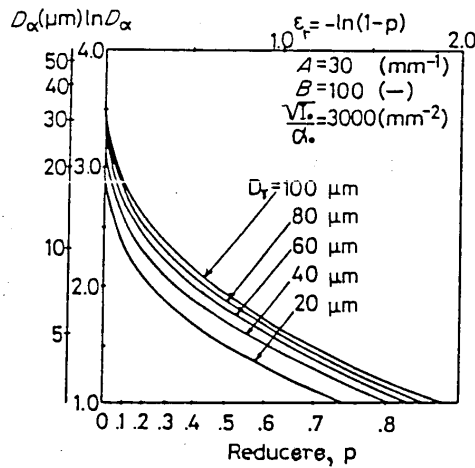


Fig.3.6. Mărimea grăuntelui de ferită format din austenita ecrusată ca funcție de reducerea aplicată diferitelor mărimi ale grăuntelui de austenită, [19]

3.4. Finisarea feritei prin răcire accelerată

Răcirea accelerată după laminarea la cald a început să fie din ce în ce mai utilizată ca un proces avansat de tratament termomecanic. Acest proces este caracterizat de accelerarea răcirii în domeniul transformării $\gamma \rightarrow \alpha$ imediat după laminarea controlată. S-a arătat că răcirea accelerată finisează ferita și astfel îmbunătățește atât rezistența cât și tenacitatea.

Mărimea grăuntelui de ferită (D_α) poate fi exprimat ca o funcție de viteza de răcire C_R și de mărimea grăuntelui de austenită (D_γ):

$$D_\alpha = 5,7 C_R^{-0,26} D_\gamma^{0,46} \quad (3.7)$$

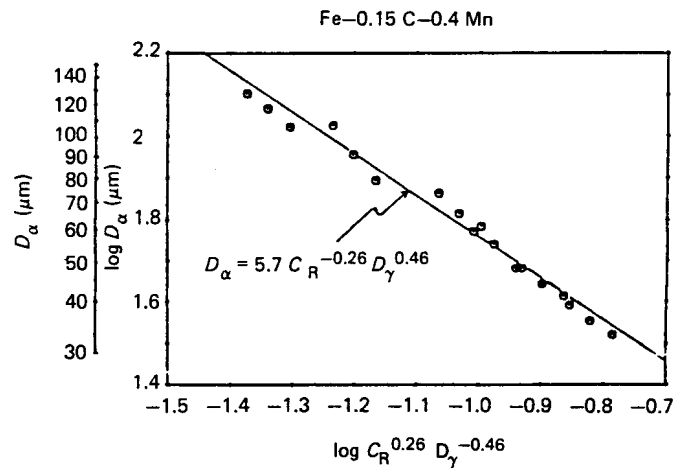


Fig.3.7. Mărimea grăuntelui de ferită funcție de $C_R^{-0,26} D_\gamma^{0,46}$, [19]

Principiul finisării feritei prin răcire accelerată poate fi înțeles considerând efectul temperaturii de transformare asupra mărimii grăuntelui într-o transformare izotermă. Așa cum se remarcă anterior (cap.3.1), mărimea grăuntelui în transformarea izotermă depinde de rădăcina pătrată a raportului dintre viteza de germinare și cea de creștere ale diferitelor locuri de germinare. Astfel, când raportul $\sqrt{I/\alpha}$ crește cu descreșterea temperaturii de transformare, mărimea grăuntelui de ferită obținut prin transformare izotermă descrește cu scăderea temperaturii de transformare.

Concluzii

1. Dacă deformarea plastică are loc în zona de recrystalizare a austenitei, finisarea grăuntelui de ferită se realizează în baza finisării grăuntelui de austenită. Mărimea grăuntelui de austenită recrystalizat descrește cu gradul de reducere. Grăuntele de ferită obținut după această etapă este considerat mare (fig.3.1).

2. Dacă deformarea plastică are loc în zona de nrecrystalizare a austenitei, rezultă grăunți alungiți cu structură tipică de deformare materializată prin benzile de deformare ce străbat grăunții de austenită [12]. Germinarea feritei se produce în această situație atât la granițele grăunților cât și în interiorul lor, tocmai datorită benzilor de deformare, [16].

3. Dacă deformarea plastică are loc în domeniul bifazic $\gamma + \alpha$ rezultă o austenită ecrusată ce înmagazinează un aport energetic suplimentar, cu o densitate de dislocații și de macles de deformare importantă, precum și o ferită cu elemente de substructură bine organizate.

Influența deformării plastice se manifestă pregnant asupra vitezei de germinare și mai slab asupra vitezei de creștere, îndeosebi prin suplimentarea locurilor de germinare generată de d.p. sau răcirea accelerată după laminare.

3.5. Aplicații

Principala aplicație a transformării austenitei deformată plastic la cald în ferită este laminarea controlată ce se bazează pe deformarea plastică la cald și ulterioara recrystalizare controlată a austenitei la granulație fină și uniformă, urmată de o răcire controlată la structură ferito-perlitică fină și uniformă.

Prima introducere a acestui procedeu în producția comercială a fost laminarea controlată a unui oțel cu Mn cu limita de curgere de 40 daN/mm² sub formă de tablă groasă pentru construcții navale, în Japonia (1950). În 1958 se producea primul oțel aliat cu Nb, iar în 1964, s-a încercat combinarea experimentală a finisării grăuntelui feritic printr-o temperatură de sfârșit de laminare (T_{sl}) scăzută, cu recrystalizarea austenitei după d. p. la cald, [19].

Cercetări asupra mecanismului de durificare prin precipitare la L.C. a oțelurilor feritice cu Nb erau deja în curs de desfășurare în Japonia și Marea Britanie în anii '60. Studiul d. p. la cald a fost extins la oțelurile cu V, Mo, Al.

Laminarea controlată constă din parcurgerea a trei stadii: (I) d.p. în regiunea de recrystalizare a austenitei; (II) d.p. în regiunea de nerecrystalizare a austenitei; (III) d.p. în regiunea bifazică ($\gamma+\alpha$), **fig.3.1**.

Studiul modificărilor structurale induse de laminarea controlată este bine exemplificat prin analiza comportării oțelurilor microaliate cu Nb (0,1%C; 0,04-0,09%Nb). Procesul laminării controlate începe prin austenitizare la temperaturi de peste 1150°C, când Nb se dizolvă în austenită. Chiar dacă în această etapă se obține un grăunte grosolan, acest fapt nu constituie un pericol, deoarece el va fi deformat și ulterior recrystalizarea austenitei deformate conduce la un nou grăunte.

Precipitarea carbonitruirilor de Nb se produce în timpul laminării controlate în trei etape:

- parțial în austenita în curs de deformare și răcire;
- parțial în cursul transformării în ferită a austenitei anterior deformate;
- parțial în ferita obținută prin transformare.

Din punctul de vedere al proprietăților de rezistență și în special al durității, precipitarea în ferită este cea mai eficientă, deoarece carbonitruirile sunt fine și dispers distribuite. Deci ideea de bază în acest sens este întârzierea precipitării carbonitruirilor în austenită, pentru a păstra cât mai mult niobiu care să precipite în ferită.

Pe de altă parte, finisarea granulației – care reprezintă de asemenea un factor decisiv în determinarea valorilor proprietăților mecanice – se mai poate realiza pe două căi:

- prin întârzierea recrystalizării austenitei de către precipitatele carbonitruirilor de Nb, care să împiedice creșterea necontrolată a grăunților de austenita deformată;
- prin practicarea unei temperaturi de sfârșit de laminare cât mai joasă.

În pauzele dintre treceri, recrystalizarea decurge static cu viteze ce depind de energia înmagazinată prin ecruisarea prealabilă, de temperatura și viteza deformării. La oțelurile cu Nb, recrystalizarea statică se suprapune peste precipitarea carbonitruirilor de Nb, frânând recrystalizarea austenitei. Rezultă că finisarea prin recrystalizare statică nu este posibilă în pauzele dintre treceri, sub

acest scop se recomandă, [6] ca o fracțiune importantă din gradul total de reducere aplicat la laminare să se practice la temperaturi mai coborâte, sub 900°C, cu timpi de pauză între două reduceri succesive cât mai mari.

Laminarea controlată a oțelurilor slab aliate de mare rezistență determină creșteri ale limitelor de rupere și elasticitate și scăderea temperaturii de tranziție ductil-fragil (T_K) cu menținerea plasticității. De exemplu:

- după L.C. a oțelurilor cu Nb+V (0,094%C; 1,53%Mn; 0,05%Nb; 0,57%V) s-au obținut: $\sigma_r = 66,7$ (T) și 63,2 (L) daN/mm²; $\sigma_e = 58,3$ (T) și 54,9 (L) daN/mm²; A = 24,5 (T) și 27 (L) %; Z = 70,3 (T) și 70,4 (L) %; T_k (L) = -85°C; T_k (T) = -105°C, [18];

- după L.C. a oțelurilor cu Al+V (0,197%C; 1,52%Mn; 0,3%Si; 0,03%Nb; 0,094%V) s-au obținut: $\sigma_r = 82,9$ (T) și 78,5 (L) daN/mm²; $\sigma_e = 68,4$ (T) și 63,3 (L) daN/mm²; A = 14,3 (T) și 22,6 (L) %; Z = 59,2 (T) și 55,27 (L) %; T_k (L, T) = -97°C, [18] (indicii L și T reprezintă sensul longitudinal, respectiv transversal al poziției corpurilor de probă).

- cercetări efectuate pe o serie de 10 oțeluri microaliate cu Nb, V, Al (0,11%C; 0,99-1,65%Mn; 0,015-0,03%Al; 0,01-0,02%V; 0,06%Nb), [3], pe oțeluri microaliate cu N, N+V, N+V+Al (0,14-0,2%C; 1,2-1,6%Mn; 0,2-0,5%Si; 0,01-0,016%N; 0,1-0,16%V; max. 0,04%Al), [6, 9] și pe oțeluri slab aliate cu Mn (1,05%) și microaliate cu V (0,13%), [1, 2], confirmă obținerea unei asociații de proprietăți mecanice superioare tehnologiei clasice cu normalizare obișnuită (după LC se obțin: $\sigma_r = 55-74$ daN/mm², $\sigma_e = \text{min. } 47$ daN/mm², $A_5 = 19\%$, garanții de tenacitate până în domeniul de temperaturi de -30 ÷ -60°C).

Laminarea controlată este o metodă de îmbunătățire a complexului de proprietăți mecanice de rezistență și plasticitate a oțelurilor microaliate de mare rezistență HSLA (*High Strength Low Alloy*) [4, 19], fără afectarea tenacității și a sudabilității, cu asigurarea unor garanții în exploatare (transport de gaze naturale sau petrol prin țevi de diametre mari, îmbinate prin sudare în zone cu climă aspră).

Este bine de subliniat că aceste asociații de proprietăți nu se pot obține

altfel decât printr-o eventuală aliere care ar produce însă modificarea în sens negativ a sudabilității . Ori în cazul sudării la temperaturi negative a țevelor de diametru mare sau a tablelor cu suprafețe însemnate, fără posibilitatea practică a unor preîncălziri sau a îndeplinirii unor alte condiții tehnologice specifice sudării, sudabilitatea pieselor de îmbinat trebuie să fie “bună și necondiționată”. Mijlocul tehnologic rațional care satisface această cerință, în condițiile unui complex al proprietăților mecanice superior, nu poate fi decât laminarea controlată, de aici rezultând și interesul acordat acestei tehnologii.

**TRANSFORMAREA AUSTENITEI
DEFORMATĂ PLASTIC
ÎN PERLITĂ**

**4.1. TRANSFORMAREA PERLITICĂ A AUSTENITEI
DEFORMATE PLASTIC LA CALD**

**4.2. TRANSFORMAREA PERLITICĂ A AUSTENITEI
DEFORMATĂ PLASTIC ÎN DOMENIUL PERLITIC**

4.3. APLICAȚII

4. Transformarea austenitei deformată plastic în perlită

4.1. Transformarea perlitică a austenitei deformată plastic la cald

4.1.1. Cinetica transformării perlitice a austenitei deformată plastic la cald

Graficele cineticii descompunerii izoterme a austenitei deformată plastic la cald prin laminare la temperaturile din regiunea austenitei stabile, (oțel 35SiMn20, fig.4.1) arată că d.p. la cald micșorează stabilitatea austenitei în regiunea perlitică și mărește viteza transformării perlitice.

Influența deformației plastice la cald asupra transformării perlitice se evidențiază cu atât mai mult cu cât temperatura de deformare este mai mică și cu cât este mai mare gradul de deformare.

Astfel, viteza maximă a transformării (v_{max}) la descompunerea a 50% din cantitatea inițială a austenitei se mărește în comparație cu viteza maximă de transformare a austenitei nedeformate în oțelul 36SiMn20 în jur de 3 ori (fig.4.2), iar în oțelul 36VMn20 de 4,5 - 5 ori.

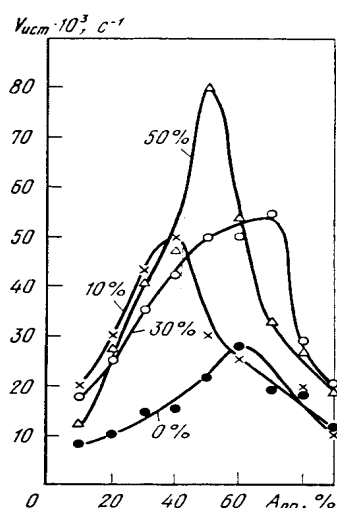
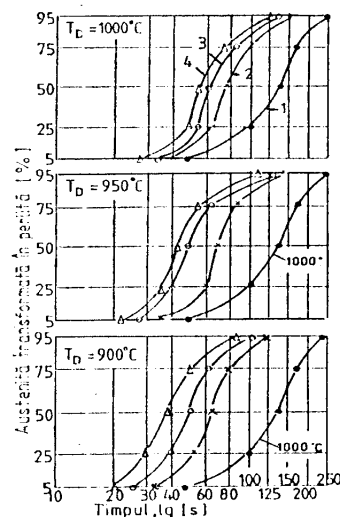


Fig.4.2. Influența ε asupra vitezei de transformare A→P în oțelul 36SiMn $T_d = 1000^\circ\text{C}$, $T_{menț} = 600^\circ\text{C}$, [3]



temperaturii de deformare asupra cineticii descompunerii austenitei oțelului 36SiMn20: $\varepsilon = 0\%$ (1); 10% (2); 30% (3); 50% (4); $T_{iz} = 600^\circ\text{C}$, [8]

Accelerarea răcirii și creșterea gradului de deformare determină creșterea numărului de regiuni perlitice pe unitatea de volum, precum și dimensiunile lor medii.

Reiese că accelerarea transformării perlitice sub influența d.p. la cald se bazează pe creșterea în același timp atât a vitezei de germinare, cât și a vitezei de

creștere a perlitei.

Micșorarea perioadei de incubație și creșterea vitezei de transformare se datorează finisării grăuntelui de austenită și caracterului schimbărilor intergranulare a structurii austenitei d. p. la cald: crearea unei substructuri caracterizată de prezența limitelor poligonizate cu o mare densitate de dislocații în interiorul poligoanelor. În aceste condiții, limitele cristalelor în creștere au o mai mare mobilitate. "Înghițind" dislocațiile pe care le întâlnește, limita interfazică își schimbă treptat configurația, cu același rezultat ca la "înghițirea" dislocațiilor îngrămadite într-un perete la poligonizare. Mărirea influenței d.p. cu scăderea temperaturii de descompunere perlitică explică rolul difuziei de hotar. La temperaturi joase se mărește influența difuziei de-a lungul suprafeței de separare între faze.

Se știe că unul dintre parametrii de bază ai TTM este durata pauzelor postdeformaționale practicate până la începutul transformării, motiv pentru care prezintă interes influența acestor pauze asupra transformării perlitice. S-a dovedit [4] că odată cu mărirea pauzei postdeformaționale, influența accelerată asupra transformării se atenuează, fig.4.3, cu atât mai mult cu cât gradul de deformare aplicat a fost mai mare. O pauză nu prea mare (10 s) micșorează considerabil viteza de descompunere - fapt evidențiat la $\varepsilon = 50\%$, tab.4.1.

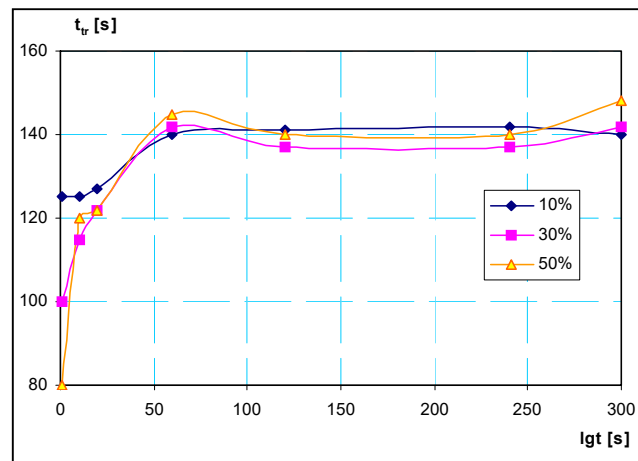


Fig.4.3. Influența menținerii post deformaționale asupra cineticii transformării izoterme a austenitei oțelului 36SiMn20; $T_{\text{aus}} = 1000^{\circ}\text{C}$, $T_d = 600^{\circ}\text{C}$, [3]

ε [%]	Timpul de menținere	10%	30%	50%
t_{tr} [s]	Fără menținere	125	100	80
Timpul de transformare	Menținere 10s	125	118	120
	Menținere 20s	128	121	122

Acest efect este legat de eliminarea treptată în timpul menținerii a "urmărilor structurale" a d.p. la cald, respectiv de scăderea densității de dislocații în austenită. Efectul este determinat de creșterea dimensiunilor grăunților de austenită în timpul menținerii postdeformaționale, deoarece cinetica transformării perlitice este sensibilă față de mărimea grăunțului.

4.1.2. Modificări de structură și proprietăți după transformarea perlitică a austenitei deformate plastic la cald

Deformarea plastică la cald a austenitei și ulterioara ei transformare duc la schimbări ale proprietăți mecanice. Pentru oțelul 36SiMn20, TTMIzTIP duce la o mărire moderată a caracteristicilor de rezistență (50-100 MPa), dar este important că la aceleași condiții crește plasticitatea, reziliența și lucrul mecanic specific de rupere la oboseală aprox. de 2 ori, comparativ cu tratamentul termic izoterm clasic.

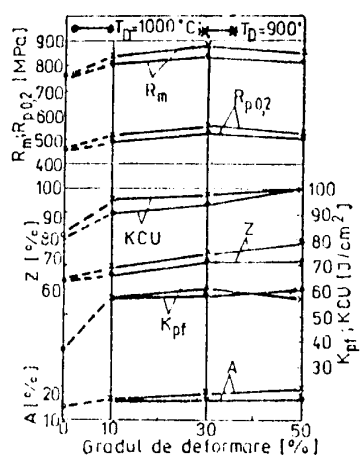
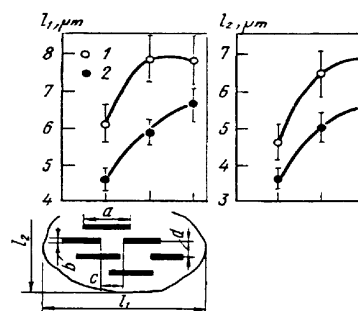


Fig.4.4. Influența gradului și a temperaturii de deformare asupra proprietăților mecanice ale oțelului 36SiMn20 după TTMIzTIP; $T_{iz} = 600^\circ\text{C}$, [8]

Creșterea rezistenței la rupere se datorează dimensiunilor coloniilor perlitice. După cum s-a demonstrat, dimensiunile subcoloniilor (l_1 și l_2) după TTMIzTIP la toate temperaturile de menținere izotermă sunt mai mici comparativ cu TTIZ clasic.

În paralel cu aceasta, lamelele de ferită perlitică se subțiază și se apropie, atât pe direcție longitudinală, cât și transversală, cu cât temperatura de deformare este mai mică și gradul de deformare mai mare.



4.2. Transformarea perlitică a austenitei deformată plastic în domeniul perlitic

4.2.1. Cinetica transformării perlitice a austenitei def. plastic în domeniul perlitic

Deformația austenitei subrăcite se poate realiza după cinci variante:

- I - imediat după suprarăcire;
- II - la jumătatea perioadei de incubație;
- III - după desfășurarea transformării în proporție de 30%;
- IV - după desfășurarea transformării în proporție de 50%;
- V - deformare imediat după subrăcire cu pauze postdeformaționale atât în perioada de incubație cât și în timpul transformării, (fig.4.5).

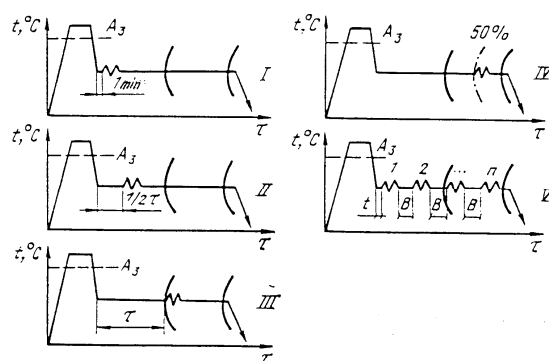


Fig.4.5. Regimurile de deformare la TTMIzTJP

Studiul influenței parametrilor tehnologici ai deformării plastice asupra cineticii transformării perlitice s-a efectuat pe următoarele oțeluri, [2, 7]:

- oțeluri de țevi: 30H2GMT; 35HG2SV; 36G2S
- oțeluri de construcție: 37HN3A; 50PA; 38HVA; 30HNVFA; 60S2
- oțeluri aliate: 36G2F; 140G2; 140G3; 120H3G3

În urma trasării diagramelor de descompunere izotermă a austenitei deformată plastic s-a constatat că deformarea accelerează considerabil transformarea, deplasând spre stânga curbele de început și de sfârșit ale transformării. Graficele cineticii transformărilor austenitei oțelului 38HVA (fig.4.6) pentru diferite condiții de deformare prin alungire ne permit să tragem unele concluzii generale preliminare:

- austenita deformată suprarăcită este mai puțin stabilă la descompunere comparativ cu cea nedeformată;

- eficacitatea influenței deformării crește cu mărirea gradului de deformare și cu scăderea temperaturii de menținere izotermă.

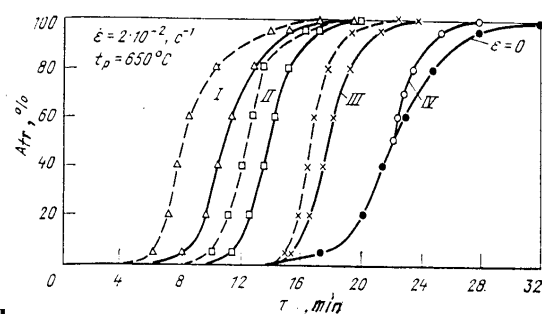


Fig. 4.6. Cinetica decompunerii la oțelul 38HVA la 650°C și 700°C după regimurile I - IV: $\varepsilon = 20\%$ (linii pline); $\varepsilon = 40\%$ (linii întrerupte), [3]

Din analiza cineticii transformărilor se observă că sub influența d.p. crește viteza specifică a transformării perlitice. Graficul vitezei reale a transformării (fig.4.7) prezintă maxime în dependență de momentul începutului deformației și de gradul de deformare.

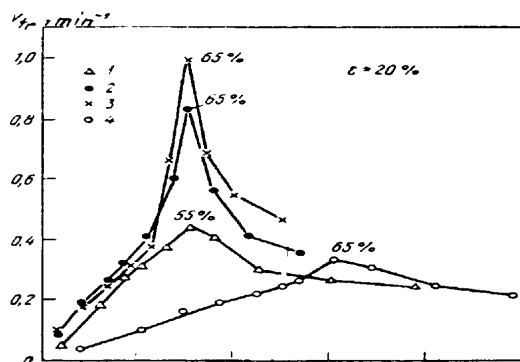


Fig.4.7. Variația vitezei reale de transformare a oțelului 38HVA $T_d = 650^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 10^{-2}\text{s}^{-1}$, [3]

Cea mai mare creștere a vitezei de transformare se observă în cazul când momentul începutului d.p. coincide cu începutul transformării (III). De exemplu, la $\varepsilon = 20\%$ și 650°C viteza crește de 1,5 ori (I) de 2,5 ori (II) respectiv de 3 ori (III) comparativ cu starea nedeformată.

De menționat că după descompunerea austenitei în proporție de 60-65% viteza transformării începe să se micșoreze.

În funcție de marca oțelului și de temperatura izotermă de deformare sunt de analizat două cazuri:

- fie d.p. se sfârșește până la începutul descompunerii austenitei;
- fie că transformarea se suprapune peste procesul de deformare.

4.2.2. Modificări de structură și proprietăți după transformarea perlitică a austenitei deformate plastic în domeniul perlitic

Influența deformării plastice a austenitei suprarăcite asupra cineticii transformării perlitice este urmată de schimbarea structurii produselor de descompunere.

Dacă după un tratament termic izoterm al oțelului 38HVA structura este perlitică obișnuită, cu ferită proeutectoidă, atunci prin d.p. concomitent cu transformarea perlitică intervin caracteristici specifice ale produșilor de descompunere :

- ferita este mai dispersă și omogen distribuită în tot volumul (mai ales la d.p. în varianta I);
- cu cât este mai mare ε , cu atât este mai pronunțată influența în direcțiile menționate;
- deformarea probelor în care transformarea s-a produs parțial (varianta IV) "alungește" ferita în lungul direcției de deformare.

Substructura obținută prin d.p. la cald va determina în principal o rezistență ridicată la deformații plastice mici , până când sublimitele devin bariere efective pentru deplasarea dislocațiilor (crește σ_c).

La deformații plastice mai mari - pe porțiunea de la $\sigma_{0.2}$ la σ_r - substructura inițială se distruge și ridicarea rezistenței poate fi pusă în legătură cu densitatea ridicată a dislocațiilor ce se păstrează în oțeluri și după distrugerea substructurii.

TTMIzTJP duce la o creștere a KCU și la un mod specific de propagare a fisurilor care este componenta principală din punct de vedere al rezistenței organelor de mașină. Duritatea oțelului după TTMIzTJ se mărește cu câteva unități HRC, dar nu ajunge la acele valori la care se îngreunează prelucrarea mecanică.

Cel mai bun complex de proprietăți s-a obținut la $\Sigma\epsilon = 70\%$, la 650°C : $\sigma_{0.2} = 810 - 840 \text{ MPa}$, $\sigma_r = 920 - 1040 \text{ MPa}$, $A_5 = 16 - 23,5\%$, $Z = 50 - 60\%$, $\text{HRC} = 26$, [3].

Rezultatele confirmă faptul că oțelul supus TTMIzTJP are o rezervă de reziliență de 3 - 4 ori mai mare decât oțelurile tratate termic izoterm clasic. De asemenea, important este faptul că TTMIzTJP influențează considerabil asupra capacității de rezistență la propagarea fisurilor (K_{pf}). Mai mult chiar, K_{pf} se mărește de mai multe ori îndeosebi la temperaturi joase, [3].

Așadar, TTMIzTJP determină o mărire considerabilă a σ_c , KCU și a rezistenței la propagarea fisurilor - această combinație este neobișnuită la oțelurile ferito – perlite.

Concluzii

Deformarea plastică la cald a austenitei micșorează stabilitatea acesteia în regiunea perlitică și mărește viteza transformării perlite. Aceste influențe se evidențiază cu atât mai mult cu cât temperatura de deformare este mai redusă și gradul de deformare mai mare. Accelerarea transformării se datorează mai puțin factorilor termodinamici cât îndeosebi celor cinetici.

Menținerea postdeformațională slăbește în intensitate accelerarea transformării.

Finisarea perlitei determină efecte pozitive asupra proprietăților mecanice de rezistență și a tenacității.

Deformarea plastică a austenitei la temperaturile specifice domeniului perlitic determină micșorarea stabilității la transformarea perlitică ca urmare a micșorării perioadei de incubație; viteza reală a transformării perlite crește.

Influența deformării este accelerată la creșterea gradului de deformare și la micșorarea temperaturii de menținere.

Transformarea perlitică este favorizată dacă deformarea plastică se aplică îndeosebi în perioada de incubație a transformării. În structură se formează mai puțină ferită proeutectoidă și mai multă perlită. Cresc limita de curgere, reziliența, rezistența la propagare a fisurilor, coboară pragul modificării caracterului ruperii ductil – fragil.

4.3. APLICAȚII

Tratamente termomecanice izoterme de temperatură înaltă la perlită TTMIzTIP

TTMIzTIP reprezintă în fapt transformarea izotermă - în intervalul de temperaturi propriu transformării perlitice - a austenitei deformată plastic la cald. Perioada de incubație a transformării perlitice trebuie să fie de minim 1- 2 min, deci să permită menținerea stabilă a austenitei până la temperatura prescrisă, ceea ce face ca acest tratament să se aplice în general pieselor subțiri, simple, din oțeluri a căror diagramă de transformare izotermă în domeniul perlitic să permită desfășurarea transformării perlitice.

Deformarea plastică se realizează cel mai adesea prin laminare; temperaturile și gradele de deformare sunt cele proprii tratamentelor termomecanice de temperatură înaltă: $T_d = 850-1050^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon = 50\%$. Parametrii specifici ai TTMIzTIP rămân temperatura de menținere izotermă și durata acesteia.

Accelerarea transformării perlitice sub influența deformării plastice la cald se bazează pe creșterea în același timp a vitezei de germinare cât și a vitezei de creștere a cristalelor de perlită, [40].

TTMIzTIP duce la o mărire moderată a caracteristicilor de rezistență, cu creșterea plasticității, a rezilienței și a lucrului mecanic specific de rupere la oboseală. Îmbunătățirea caracteristicilor mecanice se explică prin finisarea structurii, dar mai ales prin modificări ale substructurii (finisarea subcoloniilor perlitice).

Tratamente termomecanice izoterme de temperatură joasă la perlită TTMIzTJP

La acest tratament termomecanic cunoscut și sub numele de *isoforming*, austenita este subrăcită la o temperatură situată între A_{r1} și cotul perlitic ($700-500^{\circ}\text{C}$) și apoi deformată plastic. În funcție de momentul și durata deformării în raport cu duratele de incubație și de transformare, TTMIzTJP are trei variante (fig. 4.8, a, b, c):

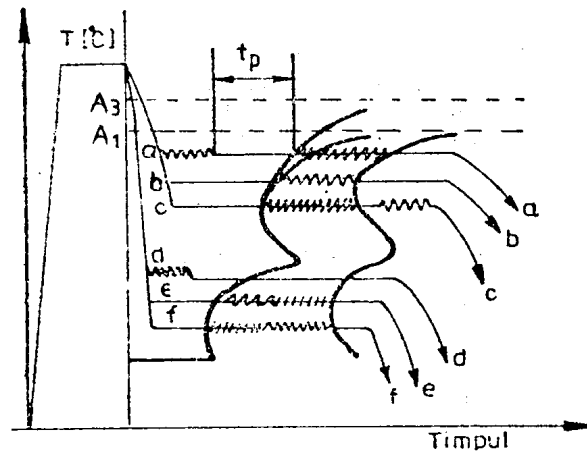


Fig.4.8. Schema variantelor TTMIzTJP (a, b, c) și TTMIzTJB (d, e, f), [40]

Deformarea plastică a austenitei subrăcite duce la accelerarea transformării, mai ales în varianta (a) a tratamentului. Efectul de accelerare crește cu creșterea gradului de deformare și cu scăderea temperaturii de menținere izotermă întrucât se creează condiții termodinamice favorabile transformării.

Fragmentarea deformației are efecte determinate de cuantumul deformației pe fiecare trecere. În ceea ce privește numărul de treceri la deformarea plastică, s-au constatat următoarele:

- dacă gradul inițial de deformare este mare, se obține o mai bună dispersie a feritei proeutectoide;
- dacă gradul final de deformare este mare, este favorizată globulizarea perlitei cu scăderea corespunzătoare a caracteristicilor de rezistență.

Isoformingul se aplică oțelurilor hipoeutectoide, slab aliate, cu suficientă stabilitate în domeniul deformării plastice și al transformării perlitice. Ca urmare a finisării structurii, se îmbunătățește limita la curgere, gâtuirea la rupere și rezistența la șoc prin încovoiere, crește duritatea (dar în limite ce nu afectează esențial prelucrabilitatea prin așchiere).

Tratamente termomecanice cu deformarea perlitei-*Perlitoformage*

Acest tratament termomecanic se poate aplica în două variante:

- cu deformare plastică după o normalizare, fig.4.9,a;
- cu deformare plastică după o recoacere izotermă , fig.4.9,b.

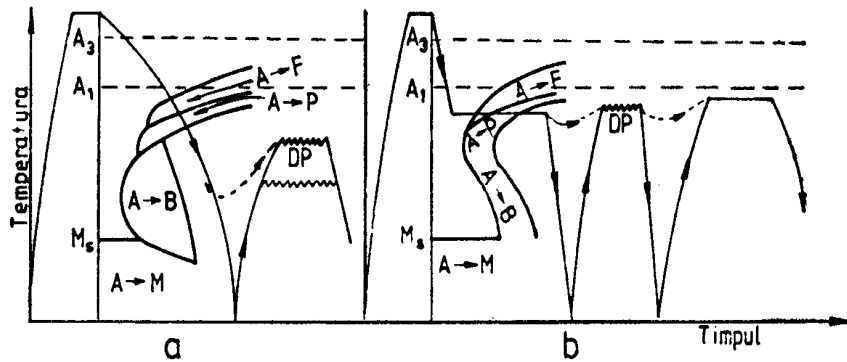


Fig.4.26. Variante de *perlitoformage*: a – normalizare + deformare plastică; b – recoacere izotermă + deformare plastică (+ recoacere de globulizare),[36]

Prima variantă se aplică oțelurilor cu mai puțin de 0,25%C, slab aliate, la care bainita se poate obține și la răcire continuă. Deformarea plastică aplicată structurii ferito-perlitice la 450-600°C determină o asociație favorabilă între proprietățile de rezistență și cele de ductilitate, altele decât cele realizate după normalizare; valorile proprietăților de rezistență depășesc pe cele rezultate în urma tratamentului de călire și revenire.

A doua variantă începe cu o recoacere izotermă (600-650°C) la ferită + perlită urmată de deformare plastică la 650-700°C. Eficiența tratamentului crește dacă se aplică suplimentar o recoacere de globulizare subcritică, aceasta întrucât deformarea plastică accelerează globulizarea. Accelerarea globulizării se explică prin influența pe care o exercită redistribuirea dislocațiilor introduse de deformare în procesul de restaurare și poligonizare a feritei perlitice.

**TRANSFORMAREA AUSTENITEI
DEFORMATĂ PLASTIC
ÎN PERLITĂ**

**5.1. TRANSFORMAREA BAINITICĂ A AUSTENITEI
DEFORMATE PLASTIC LA CALD**

**5.2. TRANSFORMAREA BAINITICĂ A AUSTENITEI
DEFORMATĂ PLASTIC ÎN DOMENIUL BAINITIC**

5.3. APLICAȚII

5. Transformarea austenitei deformată plastic în bainită

5.1. Transformarea bainitică a austenitei deformată plastic la cald

5.1.1. Cinetica transformării bainitice a austenitei deformată plastic la cald

Influența deformării plastice la cald a austenitei asupra cineticii transformării A→B a fost cercetată în special pe oțeluri de țevi. Aceasta deoarece tratamentul termomecanic al țevelor cu călire la martensită este dificil de executat, astfel că s-a trecut la un TTM care presupune laminarea de reducere și calibrare la cald urmată de răcirea în aer până la temperaturile transformării bainitice.

În fig.5.1 sunt prezentate graficele cineticii descompunerii austenitei oțelului 36G2S în regiunea bainitică după d.p. la cald cu diferite grade de deformare la diferite temperaturi.

Concluzia principală ce se desprinde din analiza acestor grafice este frânarea transformării intermediare a austenitei sub influența d.p. la cald anterioare.

Frânarea descompunerii se evidențiază îndeosebi în stadiile finale ale transformării, iar schimbarea valorii perioadei de incubație este neînsemnată.

Micșorarea temperaturii de laminare duce la slăbirea efectului de frânare a transformării bainitice, iar creșterea gradului de reducere duce la o influență complexă asupra cineticii descompunerii.

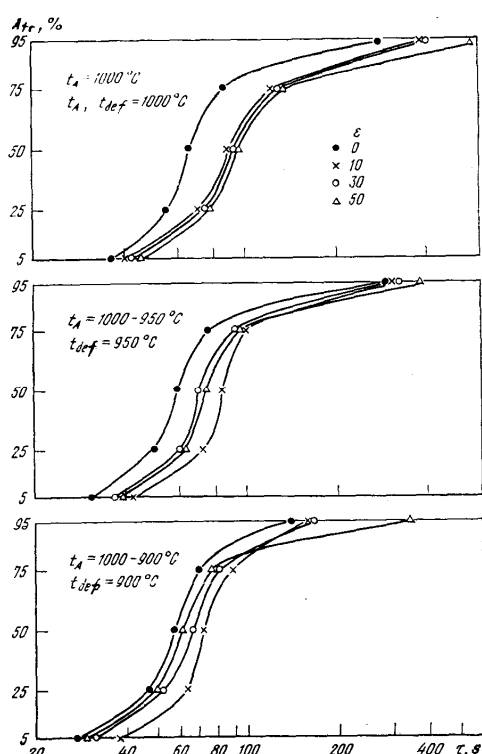


Fig.5.1. Influența gradului și a temperaturii de deformare asupra cineticii transformării izoterme a austenitei oțelului 36G2S, $T_{iz} = 400^\circ C$, [7]

Viteza maximă reală de transformare se micșorează după d.p. la cald

prealabilă de 2 ori (fig.5.2).

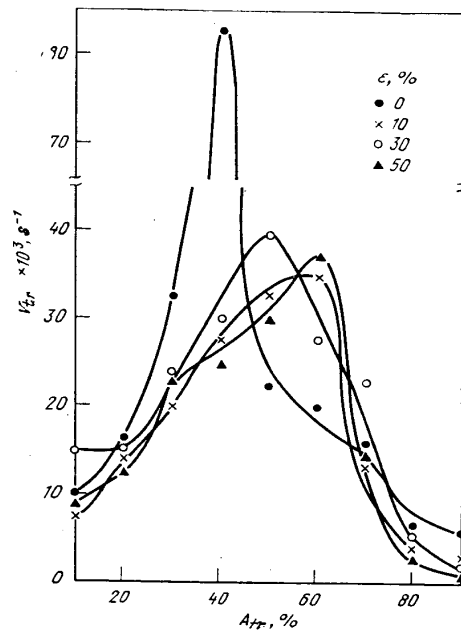


Fig.5.2. Dependenta vitezei reale v_r a transformării bainitice a austenitei oțelului 36G2S de gradul de deformare; $T_d = 1000^\circ\text{C}$, $T_{iz} = 400^\circ\text{C}$, [7]

S-a dovedit că sub influența d.p. la cald a austenitei, viteza de germinare a bainitei crește, iar viteza de creștere a cristalelor scade. Reiese că viteza medie de frânare a transformării bainitice se datorează micșorării vitezei de creștere a cristalelor. Această afirmație intră în corelație cu datele despre cinetica descompunerii, date ce arată că frânarea cea mai accentuată a d.p. apare în stadiile finale ale transformării.

Un interes practic deosebit prezintă influența timpului de menținere postdeformațională asupra cineticii transformării bainitice privită prin prisma teoriei d.p. la cald.

Așa cum a fost menționat în capitoul anterior, menținerea

austenitei la temperatura de deformare înlătură treptat rezultatele acțiunii defectelor introduse de d.p. asupra descompunerii perlitice. La cercetarea evoluției transformării bainitice se remarcă aceeași lege, dar cu unele deosebiri, (fig.5.3):

- menținerile postdeformaționale mici (10 s) duc la frânarea suplimentară a transformării bainitice ;

- numai menținerile îndelungate pot duce la accelerarea transformării, adică înlătură treptat influența de frânare a d.p. la cald.

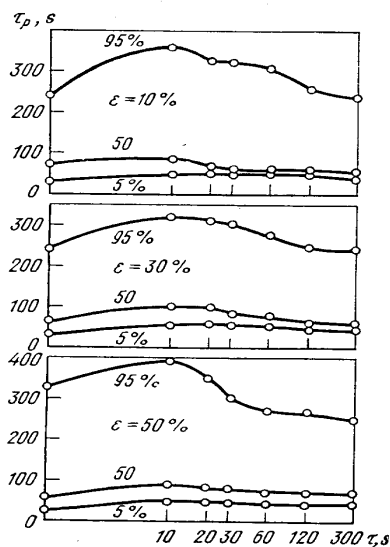


Fig.5.3. Influența timpului de menținere τ_p asupra cineticii transformării austenitei oțelului 36G2S: $T_{\text{aus}} = 1000^\circ\text{C}$; $T_d = 900^\circ\text{C}$; $T_{\text{iz}} = 400^\circ\text{C}$, [7]

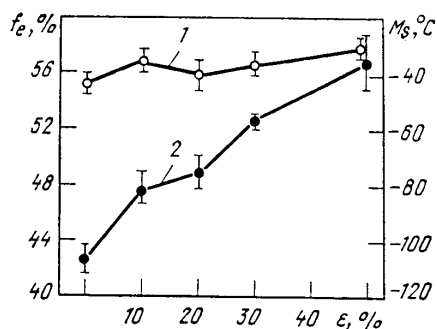


Fig.5.4. Dependența punctului critic M_s și a cantității de martensită formată f_e de gradul de deformare în oțelul 140G3, [1]

numai prin deplasarea carbonului.

O astfel de dependență nemonotonă a cineticii transformării bainitice față de timpul de menținere postdeformațională poate fi urmarea proceselor ce duc la realizarea unei structuri dislocaționale optime - austenită poligonizată - la mențineri mici. Accelerarea descompunerii va fi așadar legată de diferite procese de recristalizare ce distrug structura dislocațională poligonală a austenitei.

Cauzele posibile ale frânării transformării bainitice pot fi:

- frânarea transformării martensitice $\gamma \rightarrow \alpha$ ce este un act elementar al transformării bainitice;
- frânarea difuziei carbonului ce controlează viteza de creștere a cristalelor bainitice.

Pe fig.5.4 se observă că punctul M_s este puțin dependent de gradul de deformare, iar volumul de martensită f_e crește cu mărirea gradului de deformare. De aici reiese că d.p. la cald nu frânează transformarea martensitică ca proces component al transformării bainitice.

În concluzie, deformarea plastică la cald duce la frânarea precipitării "prebainitice" a carburilor, proces care nu este legat de restructurarea rețelei și se controlează

5.1.2. Modificări de structură și proprietăți după transformarea bainitică a austenitei deformată plastic la cald

La începutul acestui capitol remarcăm că cercetările s-au efectuat în special pe oțeluri de țevi întrucât valorile mici ale rezilienței provoacă ruperea acestora prin solicitări dinamice, [3].

În fig.5.5 sunt prezentate proprietățile mecanice ale oțelului 36G2S după diferite regimuri de TTMIzTIB comparativ cu TTiz clasic fără deformații plastice.

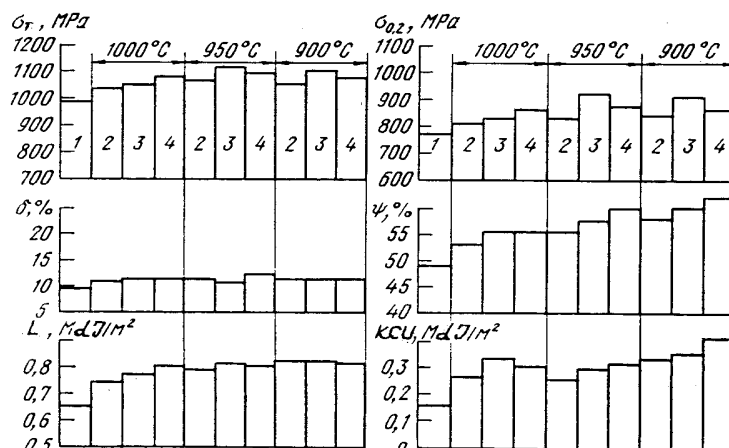


Fig.5.5. Proprietăți mecanice ale oțelului 36G2S după TTMIzTIB: $\varepsilon = 0\%$ (1), $\varepsilon = 10\%$ (2), $\varepsilon = 30\%$ (3), $\varepsilon = 50\%$ (4) cu deformare plastică la $T_d = 900, 950, 1000^\circ\text{C}$, $T_{iz} = 400^\circ\text{C}$, [3]

Se observă că TTMIzTIB duce la o creștere considerabilă a proprietăților de rezistență cu sporirea simultană a plasticității și a tenacității. De asemenea crește considerabil și reziliența probelor cu fisură de oboseală. Valoarea acesteia la regimurile optime de TTMIzTIB crește de 2 - 3 ori comparativ cu TTiz clasic.

Compararea rezultatelor obținute cu valorile impuse țevelor de standardele în vigoare arată că aplicarea TTMIzTIB permite obținerea de țevi din oțeluri mai ieftine de tipul 36G2S cu proprietăți similare cu ale oțelurilor de rezistență (ex: oțelul 38HNM).

Aspectul structural al influenței d.p. asupra transformării bainitice se studiază pe oțeluri cu conținut mai mare de C (ex: 60S2, fig.5.6), când ne putem aștepta la diferențe morfologice mari între bainita superioară și cea inferioară.

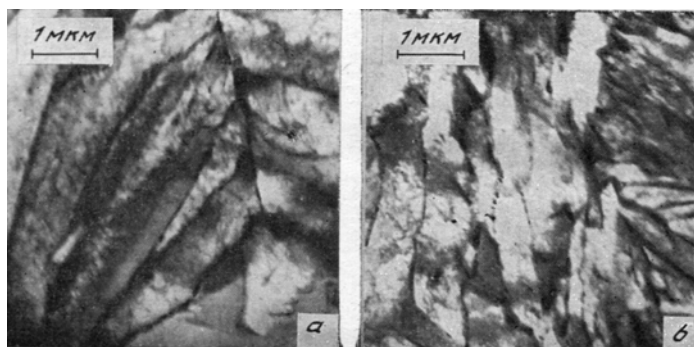


Fig.5.6. Microstructura oțelului 60S2 după transformare izotermă la 350°C: a - TTlz ; b - TTmlzTIB, [3]

Cercetările au arătat că schimbarea proprietăților mecanice nu este legată de schimbarea calitativă a morfologiei bainitei. Astfel, la toate temperaturile cercetate, bainita - grupată în pachete - se aseamănă morfologic cu pachetul de martensita cu conținut de carbon mai redus. Limitele dintre pachete și dintre unele cristale în pachet sunt după TTmlzTIB mai puțin clare decât după TTlz.

Cauza îmbunătățirii complexului de proprietăți mecanice este micșorarea dimensiunilor pachetelor cristalelor bainitice, atât în direcție longitudinală, cât și transversală.

5.2. Transformarea bainitică a austenitei deformate plastic în domeniul bainitic

5.2.1. Cinetica transformării bainitice a austenitei deformate plastic în domeniul bainitic

Studiul cineticii descompunerii austenitei subrăcite supusă d.p. s-a efectuat pe o serie de oțeluri aliate din clasa bainitică: 37HN3A, 35HG2SV, 30H2GMT, 35G2N2SV, 34HGN2SV, 60S2, ȘH15.

Oțelurile au fost supuse austenitizării (850°C), răcite la temperatura transformării izoterme (350-400°C) și menținute la această temperatură în baie de săruri metalice. Deformarea plastică s-a aplicat cu viteze de $(1 \div 3) \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, la temperatura menținerii izoterme, în trei variante:

- varianta I – imediat după răcirea la temperatura de menținere izotermă (mai precis la 7-10s de la introducerea în baia metalică de călire izotermă);
- varianta II – în perioada de incubație și suprapusă peste începutul transformării;

- varianta III – după atingerea unui anumit grad de desfășurare a transformării.

Rezultatele cercetărilor arată că deformarea plastică aplicată în domeniul temperaturilor de menținere izotermă caracteristică zonei bainitice accelerează descompunerea austenitei subrăcite în bainită, cu atât mai mult cu cât temperatura de menținere este mai joasă.

Se constată că perioada de incubație scade sub influența deformării plastice aplicate în varianta I pentru toate temperaturile de menținere izotermă.

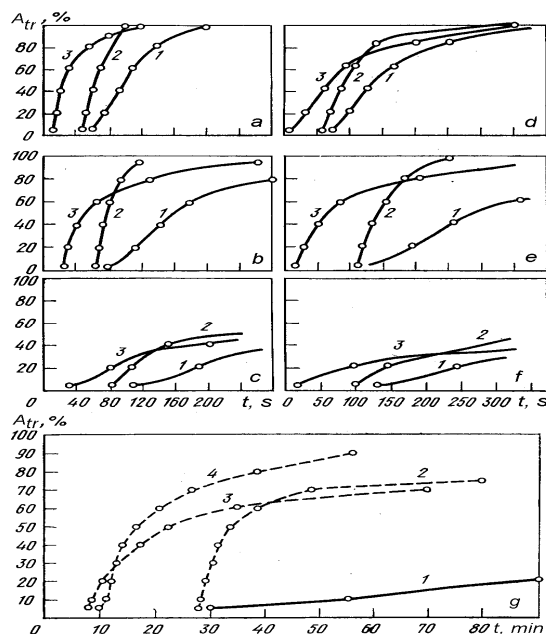


Fig.5.7. Cinetica transformării A→B în oțelul 30HG2MV (a, b, c); 35HG2MV (d, e, f) și 35HG2N2SV (g); $T_{iz} = 350^{\circ}\text{C}$ (a, d, g), $T_{iz} = 400^{\circ}\text{C}$ (b, e), $T_{iz} = 450^{\circ}\text{C}$ (c, f); 1 – fără deformare; 2 – cu deformare la începutul transformării; 3 – cu deformare în procesul transformării; $\varepsilon = 25\%$, [1]

Deformarea plastică mărește viteza transformării bainitice în toate etapele. În acest sens, cea mai puternică influență o are deformarea aplicată odată cu începutul transformării, când viteza transformării crește de 2-7 ori, iar tendința naturală de scădere a vitezei de transformare în stadiile finale se estompează.

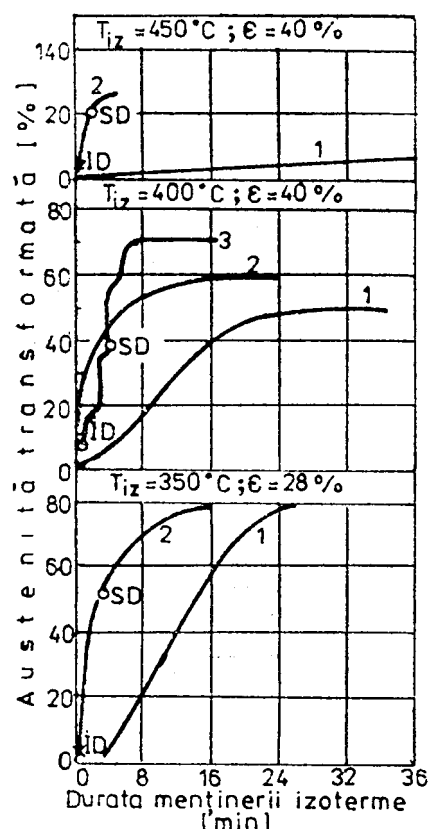


Fig.5.8. Influența T_{iz} asupra cineticii transformării austenitei subrăcite în oțelul 37CrNi30: ID-începutul transformării; SD-sfârșitul transformării; 1-fără deformare; 2-deformare dintr-o trecere; 3-deformare din mai multe treceri,[6]

descompunerii austenitei are tendința de scădere – atunci în locul acestei încetiniri naturale, se produce o accelerare bruscă a transformării, datorită prezenței deformării plastice;

- dacă deformarea se fracționează într-un număr de treceri, pe curbele cinetice se remarcă tot atâtea maxime câte treceri s-au executat.

Deformarea plastică în varianta I accelerează transformarea într-o măsură mult mai mică, deoarece fenomenul este legat de faptul că o mare parte a transformării se desfășoară în materialul ce a fost deja deformat anterior, deci după terminarea procesului de deformare.

Aplicarea deformăției în varianta II accelerează mai pronunțat transformarea, deoarece cea mai mare parte a transformării (începând cu stadiile incipiente ale sale) – iar în unele cazuri chiar întreg procesul de descompunere – are loc în materialul ce tocmai este deformat simultan cu transformarea.

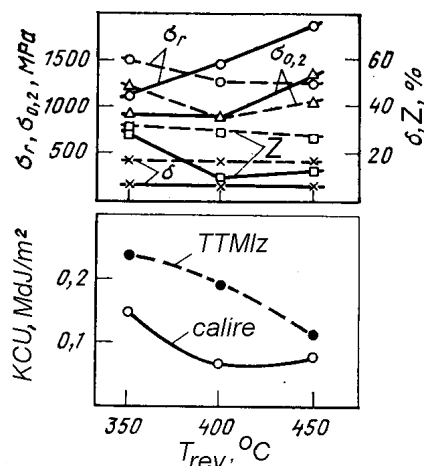
Deformarea plastică în varianta III se produce după ce a început descompunerea austenitei în bainită, astfel că transformarea are loc cu viteză mare, dar după încetarea acțiunii de deformare, transformarea se “stinge” repede. Mai mult, reînceperea imediată a deformării plastice conduce la o nouă accelerare a transformării..

- dacă se începe deformarea la mijlocul transformării – când viteza

5.2.2. Modificări de structură și proprietăți după transformarea bainitică a austenitei deformate plastic în domeniul bainitic

Tratamentul termomecanic izoterm cu deformarea austenitei subrăcite în domeniul temperaturilor bainitice conduce la o structură fin dispersă a constituenților structurali și în consecință la un complex de proprietăți mecanice ridicate.

Gradul de desfășurare al transformării bainitice influențează conținutul în carbon al austenitei rămasă netransformată, [5] și în consecință și stabilitatea acesteia în raport cu transformarea martensitică ce va interveni la răcirea ulterioară până la temperatura ambiantă. Rezultă de aici că TTMIzTJB poate modifica spectaculos raportul cantitativ al constituenților structurali (B , A_{rez} , M) comparativ cu călirea izotermă clasică: modificările proprietăților mecanice vor fi determinate în principal de cantitatea relativă a constituenților structurali



oțelului 37HN3A la diferite temperaturi de menținere: linie plină – călire izotermă; linie punctată - TTMIz

La călirea izotermă, caracteristicile de rezistență cresc, iar cele de plasticitate scad cu creșterea temperaturii de menținere izotermă, deoarece în structura finală, după răcire la temperatura camerei, cantitatea de martensită din structură este mai mare. Frânarea creșterii limitei de curgere la $T_{iz} = 400^\circ\text{C}$ este legată de creșterea conținutului de A_{rez} (fig.5.10), iar scăderea gâtuirii de dezvoltarea transformării $A \rightarrow M_{de}$ deformare în timpul încercării mecanice; la atingerea rezistenței la rupere, toată cantitatea de A_{rez} se transformă în martensită de deformare.

Efectele prezenței A_{rez} în structură sunt de această dată mai bine puse în evidență decât la simpla călire izotermă: TTMIzTJB mărește în același timp și rezistența la rupere (cu 250-300MPa), dar și plasticitatea (alungirea relativă crește cu 7-12%).

Efectele prezenței A_{rez} în structură sunt de această dată mai bine puse în evidență decât la simpla călire izotermă: TTMIzTJB mărește în același timp și rezistența la rupere (cu 250-300MPa), dar și plasticitatea (alungirea relativă crește cu 7-12%).

O diferență fundamentală referitoare la proprietățile oțelurilor supuse călirii izoterme și TTMIzTJB apare la încercarea de reziliență pe epruvete cu fisură. Se pare că avantajul TTMIz constă în inducerea unei structuri mai disperse a bainitei, cu un conținut de A_{rez} mai mare. Este interesant de observat că mărirea lucrului mecanic de propagare a fisurii se obține la creșterea sarcinii de încercare în prezența creșterii plasticității dinamice – care depinde la rândul ei de mărirea fisurii.

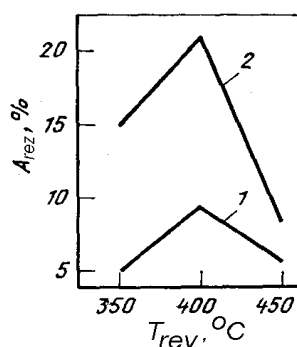


Fig.5.10. Cantitatea de A_{rez} în oțelul 37HN3A la diferite temperaturi de mențineri:

1 – călire izotermă;
2–TTMIzTJB, $\varepsilon = 35\%$, [5]

TTMIzTJB permite modificarea în limite largi a proprietăților mecanice: astfel, pentru oțelul 35HG2N2SV, cu d.p. aplicată în varianta I, se obține la temperatura camerei o limită de curgere de 1200MPa și o alungire de 20%. Dacă d.p. se practică la o temperatură aflată în zona inferioară a domeniului transformării bainitice, atunci transformarea se desfășoară până la descompunerea a 90% din austenita inițială

Creșterea gradului de deformare plastică la aceeași temperatură, cu o viteză de deformare astfel aleasă încât finalizarea d.p. să coincidă cu un volum de 75% austenită transformată permite obținerea unei limite de curgere de 1800MPa la o alungire de 27%. O asemenea combinație a proprietăților de rezistență și plasticitate nu poate fi obținută prin nici o altă metodă de aliere rațională din punct de vedere economic.

5.3. APLICAȚII

Tratamente termomecanice izoterme de temperatură înaltă la bainită TTMIzTIB

TTMIzTIB constă în deformarea plastică la cald a austenitei, subrăcirea austenitei deformată între cotul perlitic și punctul M_s al oțelului și desfășurarea transformării izoterme la bainită, la temperatura de subrăcire specifică (deci în intervalul 300-500°C).

Tratamentul se aplică la acele oțeluri aliate la care curbele de început de transformare sunt suficient de mult deplasate spre dreapta pentru a se putea efectua subrăcirea în condițiile metastabilității austenitei.

Deformarea plastică la cald a austenitei influențează cinetica transformării bainitice, în general în sensul frânării acesteia, mai ales în stadiile finale ale transformării. Frânarea transformării bainitice se datorează micșorării vitezei de creștere a cristalelor.

Deformarea plastică a austenitei nu determină modificări ale perioadei de incubare. Micșorarea temperaturii de deformare duce la slăbirea efectului de frânare a transformării bainitice, iar creșterea gradului de deformare duce la o influență complexă asupra cineticii descompunerii (fig.5.1), [1].

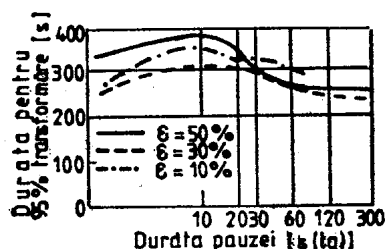


Fig. 5.11. Influența menținerii post-deformaționale asupra cineticii transformării A→B, oțel 36G2S, [1]

rezistență cu sporirea simultană a plasticității și tenacității. Crește de asemenea și lucrul mecanic necesar propagării fisurilor. Reziliența probelor cu fisură de oboseală sporește considerabil: la regimurile optime de TTMIzTIB se înregistrează o creștere a rezilienței, în condițiile specificate, de 2 – 3 ori comparativ cu TTIZ clasic

Menținerea postdeformațională are influențe contradictorii: la durate mici (sub 10s) se remarcă frânarea transformării, iar la durate mai mari accelerarea acesteia, fig.5.11.

În fig.5.12 sunt prezentate proprietățile mecanice ale oțelului 36MnSi20 după diferite regimuri de tratament termic și termomecanic.

Se observă că TTMIzTIB duce la creșteri ale proprietăților de

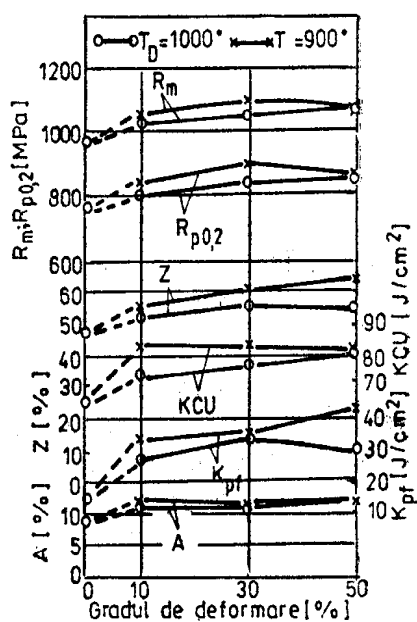


Fig. 5.12. Proprietățile mecanice ale oțelului 36G2S după TTMizTIB cu $\varepsilon = 0\% - 50\%$ (deformare plastică la $T_d = 900, 1000^\circ\text{C}$), $T_{iz} = 600^\circ\text{C}$, [6]

subrăcite cu atât mai mult cu cât temperatura de menținere izotermă este mai coborâtă; fragmentarea deformației totale în mai multe treceri accelerează suplimentar transformarea (fig. 5.10).

În final, după TTMizTJB structura oțelului astfel prelucrat conține proporții variabile de B_i , A_{rez} și martensită autorevenită. Proporția de A_{rez} variază în mod obișnuit nemonoton cu temperatura de menținere izotermă (T_{iz}), [3], fiind maximă la temperatura cotului bainitic și scade în situațiile:

- a** - la creșterea T_{iz} , când A_{rez} dizolvă mai mult carbon, are punctul M_s mai ridicat și o bună parte din ea trece în martensită autorevenită;
- b** - la scăderea T_{iz} când A_{rez} dizolvă mai puțin carbon, are punctul M_s mai coborât și rămâne netransformată.

Situațiile pot fi rezumate într-un exemplu (oțel 35VCrSiMn20) astfel, [6]:

$$a - T_{iz} = 400^\circ\text{C}: \quad 60\% B_i + 20\% M_{\text{autorev}} + 20\% A_{rez};$$

TTMizTIB duce așadar la obținerea unei bainite provenită din austenita deformată plastic ce are caracteristici mecanice superioare, cu o structură finisată atât în direcție longitudinală cât și transversală, ceea ce duce la creșterea proprietăților de rezistență, a rezilienței, cu menținerea unei bune plasticități.

Tratamente termomecanice izoterme de temperatură joasă la bainită TTMizTJB

Schemele TTMizTJB sunt similare cu ale TTMizTJP, cu deosebirea că temperatura de subrăcire, menținere izotermă și deformare este situată în domeniul transformării bainitice (fig. 4.8, d, e, f)

În acest caz, d.p. accelerează transformarea bainitică a austenitei

b - $T_{iz} = 350^{\circ}\text{C}$:

80% B_1 + 20% A_{rez} ;

Prin aplicarea TTMIzTJB, o parte din A_{rez} rămasă netransformată trece în martensită sub efectul unei deformări plastice sub punctul M_d . În plus, TTMIzTJB influențează morfologia bainitei, finisând-o, iar A_{rez} va fi mai dispers distribuită în bainita obținută prin TTM comparativ cu cea rezultată prin călire izotermă clasică.

Aceste modificări morfologice proprii TTMIzTJB, la care se adaugă finisarea substructurii ca rezultat al deformării, determină caracteristici mecanice superioare. Spre exemplu, aplicarea TTMIzTJB pe oțelurile 37CrNi30, fig.5.23, [6], 30H2GMT, 36G2S, 35HG2SV, [1] duce, pentru $T_{iz} = 350\div 400^{\circ}\text{C}$, la valori superioare ale găturii la rupere (de la 7 la 17%), a rezistenței la propagarea fisurii (de la $8\div 15$ la $18\div 23$ J/cm²), dar limitele de curgere și rupere nu depășesc valorile obținute la călirea izotermă clasică decât pentru $T_{iz} = 350^{\circ}\text{C}$.

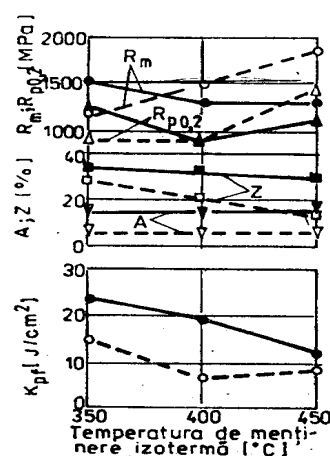


Fig.5.23. Variația caracteristicilor mecanice cu T_{iz} la oțelul 37CrNi30 după călirea izotermă clasică (1) și după TTMIzTJB (2), $\varepsilon = 35\%$, [6]

**TRANSFORMAREA AUSTENITEI
DEFORMATĂ PLASTIC
ÎN MARTENSITĂ**

**6.1. TRANSFORMAREA AUSTENITEI DEFORMATĂ
PLASTIC ÎN MARTENSITĂ**

**6.2. STRUCTURA ȘI MORFOLOGIA MARTENSITEI
FORMATĂ DIN AUSTENITA DEFORMATĂ PLASTIC
LA CALD**

6.3. APLICAȚII

6. Transformarea austenitei deformată plastic în martensită

6.1. Cinetica transformării martensitice a austenitei deformată plastic la cald.

Particularitățile transformării martensitice în oțeluri.

Cinetica transformării martensitice în oțeluri poate fi de trei tipuri: atermică, explozivă și izotermică.

Cinetica atermică este cel mai des întâlnită la oțelurile carbon în timpul răcirii continue cu viteze de răcire de min. 600°C/s când plăcile de martensită germinează și cresc în intervale de timp de 10^{-7}s . Reacția martensitică se poate produce doar atât timp cât temperatura scade.

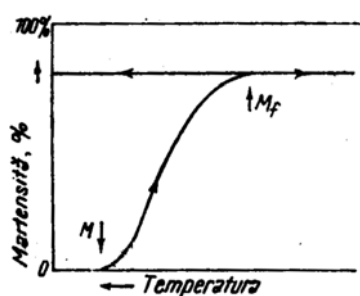


Fig.6.1. Cinetica atermică a transformării martensitice

Deoarece formarea fiecărei plăci de martensită comprimă austenita înconjurătoare, creșterea ulterioară a cristalului de martensita este împiedicată; altfel spus, creșterea cristalului de martensită se produce aproape instantaneu, iar coborârea în continuare a temperaturii nu mai produce modificări ale dimensiunilor cristalului. Cantitatea de martensită obținută depinde de valoarea temperaturii în sine și este alimentată nu de creșterea plăcilor de martensită deja existente, ci de formarea altora noi.

Transformarea martensitică atermică constă așadar din acte izolate de transformare (separate între ele prin intervale de timp) prin care se formează aproape instantaneu o cantitate de martensită. Întreruperea răcirii continue provoacă și întreruperea procesului martensitic atermic.

Dacă răcirea continuă este întreruptă la o temperatură din interiorul intervalului de transformare martensitic $M_s - M_f$, atunci menținerea la această temperatură are efecte diferite în funcție de temperatura de menținere:

- dacă întreruperea răcirii și menținerea se face în zona superioară a intervalului $M_s - M_f$, atunci menținerea duce la formarea martensitei (fig.6.2);
- dacă întreruperea răcirii și menținerea se face în zona inferioară a intervalului $M_s - M_f$, atunci menținerea nu duce la formarea martensitei (fig.6.3) și mai mult, micșorează tendința austenitei de a se transforma în martensită la răcirea ulterioară. Fenomenul este cunoscut sub denumirea de *stabilizarea austenitei*.

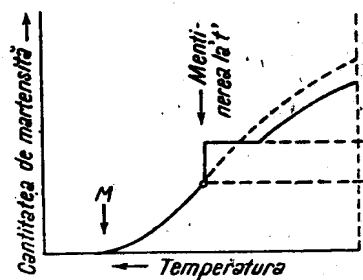


Fig.6.2. Formarea martensitei în timpul menținerii izoterme

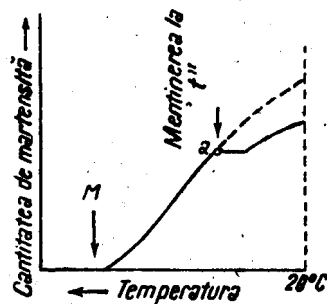


Fig.6.3. Stabilizarea martensitei

Cinetica explozivă caracterizează situația în care impulsurile de transformare mai sus menționate nu mai sunt separate de intervale de timp (fie ele chiar și foarte mici) ci se suprapun, iar transformarea se produce prin explozie sau în rafală (*burst*), când se formează o cantitate mare de martensită (25...40%) în câteva milisecunde. Aceasta este rezultatul unui efect autocatalitic, când formarea unei plăci de martensită antrenează formarea unei noi plăci cu un plan habitual echivalent d.p.d.v. cristalografic; martensita capătă aspectul morfologic în zig-zag.

Cinetica izotermică caracterizează transformarea martensitică în timpul menținerii izoterme în intervalul $M_s - M_f$, când, spre deosebire de cinetica atermică, creșterea cristalelor este la fel de rapidă, dar germinarea este lentă.

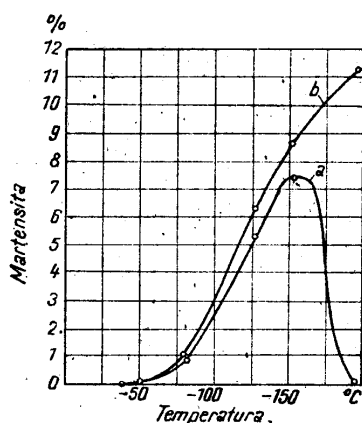


Fig.6.4. Gradul de transformare izotermă A → M la răcire lentă (a) și la răcire rapidă (b)

Cantitatea de martensită obținută depinde în mod esențial de viteza cu care s-a realizat răcirea până la temperatura de menținere:

- la o răcire mai rapidă până la temperatura de menținere, viteza transformării e relativ constantă (adică panta curbei cinetice este aprox. aceeași, fig.6.4, b) și se obține o cantitate mai mare de martensită;
- la o răcire lentă până la temperatura de menținere, viteza transformării atinge un maxim în prima parte a transformării, după care se stinge (fig.6.4, a).

O transformare martensitică poate și avea o cinetică combinată: atermică la început și apoi izotermică sau invers.

Din punct de vedere morfologic, principalele tipuri sunt: martensită în șipci și martensită în plăci, apariția lor fiind determinată de compoziția chimică:

(0,2 – 0,6)%C – martensita în șipci (masivă) se datorează mecanismului de forfecare prin alunecare al transformării și conține o densitate mare de dislocații;

(0,6 – 1)%C – amestec de martensită în șipci și în plăci;

> 1%C – martensita în plăci se datorează mecanismului de forfecare prin maclare; în planul de șlefuire al unei probe metalografice placa sau lamela de martensită are aspect acicular

Influența deformării plastice asupra cineticii transformării martensitice

Deformarea plastică duce la schimbarea structurii de defecte a austenitei - îndeosebi densitatea și redistribuirea dislocațiilor.

Crearea unei substructuri dislocaționale dezvoltate este însoțită de creșterea rezistenței la alunecare în austenită. În funcție de gradul, viteza, temperatura și modul efectiv de deformare, de orientarea și dimensiunile grăunților sau de compoziția chimică, structura dislocațională a austenitei se poate deosebi mult de la caz la caz, acesta fiind principalul factor al influenței d.p. la cald asupra cineticii transformării martensitice.

Deformarea plastică determină frânarea transformării martensitice izotermice, cu atât mai mult cu cât crește gradul de deformare, (fig.6.5). Micșorarea temperaturii la care începe transformarea izotermică martensitică determină micșorarea cantității de martensită ce se formează la această temperatură, iar intervalul de temperaturi în care se formează izotermic cantitatea maximă de martensită se deplasează spre limita inferioară.

Ecruisarea fazică joacă de asemenea un rol important în cinetica transformărilor martensitice.

Astfel, ecruisarea fazică acumulată în timpul transformării $\alpha \rightarrow \gamma$ frânează transformarea martensitică izotermă. Așa cum deformarea plastică poate înăbuși transformarea martensitică izotermă prin coborârea punctului de început al transformării și micșorarea cantității de martensită formată, ecruisarea fazică intervenită în transformarea $\gamma \rightarrow \alpha'$ - a cărei grad crește pe măsura creșterii

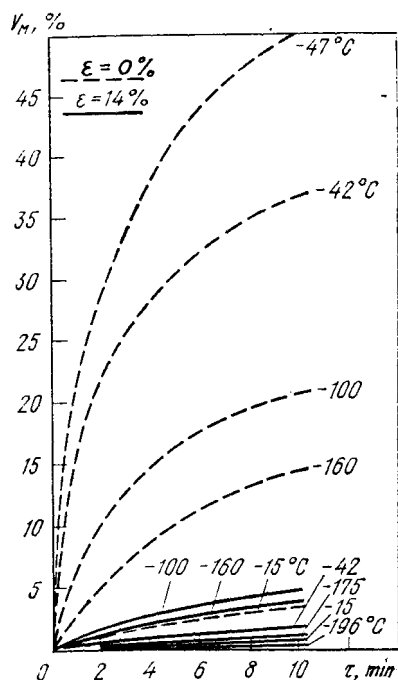


Fig.6.5. Influența d.p. a austenitei ($\varepsilon = 14\%$) asupra cineticii transformării izoterme în aliajul Ni23Mn3, [3]

cantității de martensită formată - poate favoriza inhibarea transformării și chiar schimbarea caracterului cineticii care poate deveni combinată.

În ceea ce privește transformarea martensitică atermică, ecrisarea fazică duce la sporirea numărului de explozii martensitice, dar le micșorează sensibil intensitatea.

6.2. Structura și morfologia martensitei formată din austenita deformată plastic la cald

Este clar că morfologia martensitei este determinată de compoziția chimică și de poziția punctului critic M_s . Diferite tipuri morfologice de martensită sunt determinate de condițiile în care austenitei se deformează plastic:

- prezența substructurii determină fărâmițarea, fragmentarea pachetelor de șipci, dar fără modificarea coeficientului forme $k_f = d_{max}/d_{min}$.
- în cazul structurii poligonizate a austenitei (30%), dimensiunile extreme ale pachetelor (d_{max} și d_{min}) sunt de aprox. două ori mai mici decât cele realizate după o simplă călire, chiar dacă mărimea grăuntelui austenitic după TTM fără recristalizare este aceeași cu cea de după călirea simplă.
- modificarea proprietăților mecanice în sens favorabil este urmarea, în special, a micșorării dimensiunilor pachetelor de martensită și a prezenței substructurii moștenite.

Influența d.p. la cald a austenitei nu se epuizează numai prin moștenirea directă a defectelor de rețea. Dislocațiile din austenită joacă un rol important în transformarea martensitică, devenind centre de germinare (vezi cinetica transformării martensitice).

Concluzii

În legătură cu influența d.p. la cald asupra poziției intervalului de transformare și corespunzător asupra cantității de austenită reziduală:

1. Influența predominantă asupra poziției intervalului martensitic și a cantității de A_{rez} o are densitatea de dislocații și substructura proprie austenitei d.p. la cald;

2. Dacă în austenită a fost creată o substructură de ecrisare la cald cu mare densitate de dislocații libere, atunci intervalul $M_s - M_f$ se ridică, iar cantitatea de austenită reziduală se micșorează datorită metastabilității înalte a austenitei d.p. la cald;

3. În cazul formării substructurii, mai ales la dimensiuni mici ale subgrăunților și la sublimite stabile, datorită împiedicării desfășurării transformării din cauza ruperii parțiale a coerenței cu matricea, intervalul $M_s - M_f$ coboară, iar cantitatea de A_{rez} crește;

4. Datorită densității mari de dislocații (legate în sublimite sau libere), în timpul transformării martensitice, cantitatea de martensită formată în regiunea superioară a intervalului martensitic este mai mare după TTMTI decât după o simplă călire. Aceasta se datorează numărului mare de locuri de germinare și distanței mari dintre atomii de carbon.

5. Dacă în același timp, substructura austenitei d.p. la cald este orientată, atunci primele cristale de martensită formate imediat sub M_s vor fi de asemenea orientate.

În fine, concluziile generale asupra structurii și morfologiei martensitei obținute din austenita deformată plastic la cald pot fi formulate succint astfel:

1. Substructura creată în austenită prin TTMTI - sublimitele poligonizate, substructura celulară, dislocațiile etc - se moștenește complet la transformarea $A \rightarrow M$ de către cristalele martensitice, indiferent de morfologia lor. Densitatea de dislocații în martensita obținută din austenita cu substructură dezvoltată este mai mare decât după călirea obișnuită.

2. Deformarea plastică a austenitei în condițiile creării substructurii dislocaționale dezvoltate duce la fărâmițarea și omogenizarea dimensiunilor “pachetelor” și “șipcilor” și nu modifică coeficientul lor de formă, independent de structura austenitei și de tipul morfologic al martensitei.

3. În oțelurile cu morfologie combinată a martensitei, sub influența d.p. la cald, se modifică corelația cantitativă între diferitele tipuri morfologice de M. Se observă micșorarea fracției de martensită maclată în cazul creării unei substructuri dezvoltate în austenita d.p. la cald.

4. Ca rezultat al TTM, are loc o redistribuire orientată regulat a grupurilor mari de macle sub formă lenticulară, comparativ cu călirea simplă ce prezintă o structură haotică.

Asupra revenirii martensitei obținută din transformarea austenitei deformată plastic se remarcă următoarele:

1. O substructură complet poligonizată în austenită duce la frânarea descompunerii martensitei la revenirea joasă.

2. În timpul deformării plastice la rece a martensitei are loc o descompunere parțială a martensitei, creșterea gradului de deformare determinând mărirea gradului de descompunere.

3. Descompunerea bifazică la revenire a martensitei deformate la rece se desfășoară mai rapid, comparativ cu martensita nedeformată.

6.3. APLICAȚII

Tratamente termomecanice de temperatură înaltă - TTMTI

Tratamentele termomecanice de temperatură înaltă propriu-zise presupun o deformare plastică la cald - peste pragul de recristalizare al austenitei, urmată de călire la martensită și revenire joasă (fig.1,a, Anexa 1). Modificări ale acestei scheme tehnologice determină o serie de variante de tratamente termomecanice în care se include - de regulă în prima parte a lanțului tehnologic - o deformare plastică la cald sau chiar un tratament

termomecanic de temperatură înaltă complet:

- dacă deformarea plastică la cald este urmată de transformări izoterme la perlită sau bainită, se definesc tratamente termomecanice izoterme de temperatură înaltă la perlită (**TTMIzTIP**), sau la bainită (**TTMIzTIB**) - fig.1,b, Anexa 1;

- dacă deformarea plastică la cald este completată de o d.p. în domeniul de stabilitate al austenitei subrăcite, urmată de călire la martensită și revenire joasă, se definesc tratamentele termomecanice de temperatură înaltă și joasă **TTMTIJ** - fig.1, e, Anexa 1;

- dacă TTMTI este însoțit de o austenitizare secundară urmată de călire la martensită și revenire joasă se definesc tratamentele termomecanice ereditare **TTME** - fig.1, h, Anexa 1. Similar, se poate defini TTME pentru TTMIzTIB, când acesta din urmă este însoțit de o austenitizare și călire secundară urmată de revenire joasă - fig.1,i, Anexa 1;

- dacă TTMTI este urmat de o deformare plastică în timpul revenirii sau după aceasta, se definesc tratamentele **Strain Tempering** (și care nu au deocamdată corespondent în limba română).

Tratamente termomecanice de temperatură înaltă – TTMTI propriu-zise

Parametrii tehnologici care decid rezultatul TTMTI sunt:

- *temperatura de austenitizare* - se recomandă a se practica în zona superioară a intervalului tehnologic admis,;

- *temperatura de deformare* - trebuie să fie relativ apropiată de A_{c3} , dar este recomandabil ca valoarea sa să se găsească în zona mediană a intervalului tehnologic; ulterioara creștere peste această valoare poate determina un complex de proprietăți mai puțin favorabil, [42];

- *gradul de deformare* - prezintă două paliere critice: gradul minim la care se face simțită acțiunea TTMTI și gradul maxim până la care variația proprietăților se înscrie într-o asociație favorabilă. În privința gradului minim de reducere, concluziile sunt dispersate - în funcție de compoziția chimică și de factorii tehnologici - și nu oferă recomandări tehnologice unitare. În schimb, asupra gradului maxim de deformare, părerile sunt unanime, [6, 7, 19, 20, 32, 36, 42, 46]: la TTMTI, creșterea însemnată a proprietăților de rezistență cu menținerea unor bune valori ale celor de plasticitate se manifestă până la 40-50%, după care evoluția modificărilor semnalate este lentă și nu justifică

acțiunea ulterioară de deformare. Ba mai mult, în unele cazuri, deformarea plastică cu valori prea mari ale reducerii, peste 50%, duce la scăderea rezistenței și a plasticității (fig.6.6) datorită unor aglomerări grosolane ale defectelor rețelei cristaline ce iau naștere între pachetele de alunecare;

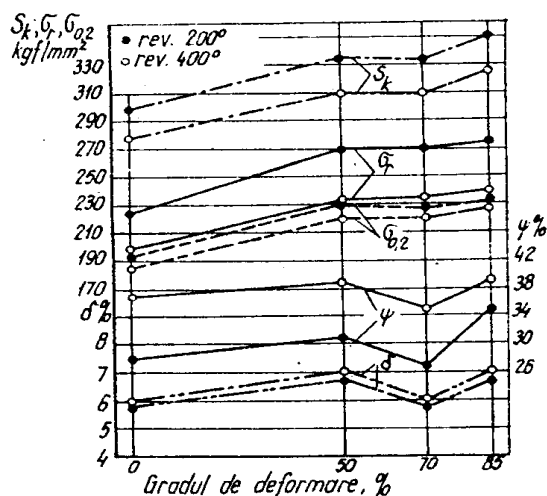


Fig.6.6. Influența gradului de deformare asupra proprietăților mecanice ale unui oțel cu 0,6%C; 0,2Cr; 2,16%Si; 0,85%Mn tratat termomecanic la 850 - 1050°C cu $\epsilon=85\%$ din două treceri, [42]

- *menținerea post deformațională* - este aplicată sau nu în cadrul TTMTI în strânsă legătură cu modificările structurale pe care le produce recrystalizarea metadinamică și cea statică;

- *temperatura de revenire* - alături de durata revenirii - determină complexul final de proprietăți obținut. Deformarea plastică influențează rezultatul revenirii joase astfel, [11]:

a - dacă austenita are o structură de ecruisaj la cald - la grade mari de deformare și temperaturi mai reduse - cu o mare densitate de dislocații libere, atunci transformarea martensitei tetragonale la revenirea joasă din cadrul TTMTI este accelerată;

b - dacă austenita are o substructură poligonizată - la grade de deformare moderate și temperaturi mai ridicate și eventual în prezența unei mențineri postdeformaționale însoțită de procesele specifice - cu o densitate de dislocații libere mai redusă, atunci transformarea martensitei tetragonale la revenirea joasă se produce mai lent comparativ cu cazul precedent, martensita fiind mai stabilă până la 200°C comparativ cu călirea simplă, când revenirea la aceeași temperatură determină o descompunere completă a martensitei.

În general, la revenirea joasă se recomandă pentru oțeluri de construcții, precum și pentru cele slab și mediu aliate temperaturi de 100-250°C, [8, 12, 34,

40], iar pentru cele bogat aliate temperaturile de revenire se înscriu în domeniul 300-450°C, [42].

Scopul TTMTI este așadar obținerea unui complex favorabil de proprietăți mecanice de rezistență și plasticitate ridicate. Pe lângă aceasta, TTMTI aduce și o serie de alte modificări pozitive:

- micșorează sensibil fragilitatea la revenire, [44];
- coboară temperatura de tranziție la care are loc schimbarea caracterului ruperii ductil – fragil, [36, 42];
- îmbunătățește în unele cazuri (ex: oțelul de arcuri) rezistența la oboseală, [42, 45];
- mărește reziliența la temperatura mediului ambiant cât și la temperaturi joase, coborând totodată pragul de fragilitate la temperaturi negative, [46];
- micșorează susceptibilitatea unor oțeluri la fisurare, [21];
- determină modificări ale conținutului de austenită reziduală, [28, 17].

TTMTI prezintă avantajele unei aplicabilități foarte variate, în condiții de deformare plastică cu forțe obișnuite, cu grade și viteze de deformare moderate, fiind folosite practic utilajele specifice secțiilor de deformare plastică și tratament termic dispuse rațional în linii tehnologice de tratament termomecanic.

TTMTI se aplică cu succes produselor laminate sau trase - table și profile [16, 19, 30, 36, 51, 52], țevi [8, 9, 20, 22], sârme [23, 33], arcuri [20, 31, 42, 43, 44, 45, 46, 54], produselor forjate, matrițate (tab. 5, anexa 2) și extrudate - bolțuri, bucșe, pârgșii, roți dințate [1, 2, 25, 26], turnate [41], sculelor [24, 39], rulmenților [17, 18, 29] etc.

Tratamente termomecanice ereditare -TTME

TTME sunt combinații ale unor tratamente termomecanice de temperatură înaltă sau tratamente termomecanice izoterme cu căliri și reveniri: TTMTI urmat de călire și revenire (fig.1,h, anexa 1); TTMIzTIB urmat de călire și revenire (fig.1,i, anexa 1), sau TTMIzTIP (TTMIzTIB) și călire cu revenire (fig.1, j, anexa 1).

Termenul de *ereditate* are în vedere “moștenirea” substructurii determinate de deformarea plastică conservată prin TTM chiar și după o călire secundară urmată de revenire. Efectul are ca rezultat menținerea complexului de proprietăți induse de TTM, (fig.6.7, 6.8).

Austenitizarea secundară trebuie realizată cu mențineri minime pentru a nu anula efectul TTM prin recrystalizări de coalescență necontrolate. Valorile unor caracteristici mecanice depind concomitent de elementele structurale finale condiționate de dimensiunile și forma grăuntelui de austenită pe fondul căruia apar (forma, mărimea și dispersia precipitatelor, dimensiunile acelor de martensită) –și de starea energetică a sistemului (densitatea de dislocații, tensiuni de ordinul II). Călire finală beneficiază așadar de o structură favorabilă, alta decât la tratamentul termic obișnuit, ceea ce duce la obținerea unui complex al proprietăților mecanice de rezistență și plasticitate după revenirea joasă, superior în comparație cu TTMTI sau TT clasic.

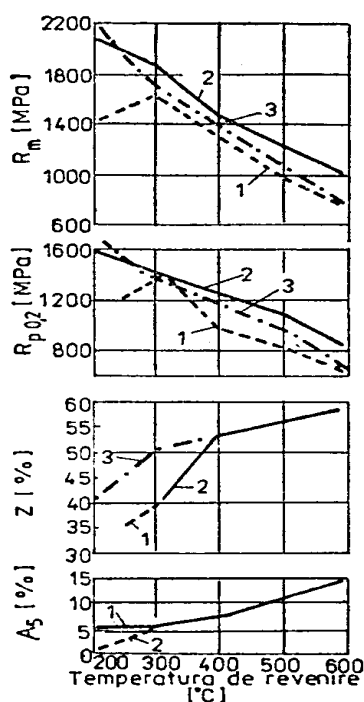


Fig.6.18. Influența TTM asupra prop. mecanice (OLC40): 1 – CR; 2 – TTMTI; 3 – TTME, [36]

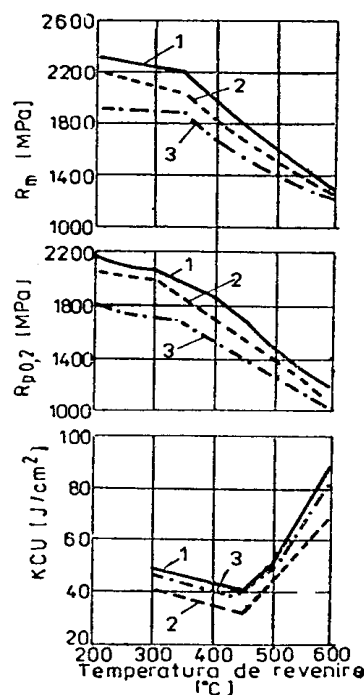


Fig.6.19. Influența TTM asupra prop. mecanice (38SiCr10): 1-TTMTI; 2-TTME; 3-CR, [36]

Tratamente termomecanice ce folosesc stabilitatea ecruisajului la cald TTMSEC

Tratamentul se aplică în schema: deformare plastică la cald / călire din caldul deformării / revenire înaltă de scurtă durată / austenitizare cu viteză de încălzire mare / călire secundară / revenire joasă (fig.6.9), când lanțul tehnologic cuprinde o prelucrare dimensională prin aşchiere care impune înmuierea materialului după călirea direct de la temperatura de deformare. Austenitizarea rapidă (prin rezistenţă electrică de contact sau curenţi de înaltă frecvenţă etc) urmată de călire şi revenire joasă restabilesc proprietăţile de rezistenţă şi duritatea, în condiţii de plasticitate normale. Acest fenomen a primit numele de *reversibilitate* a tratamentului termomecanic datorat stabilităţii ecruisajului la cald.

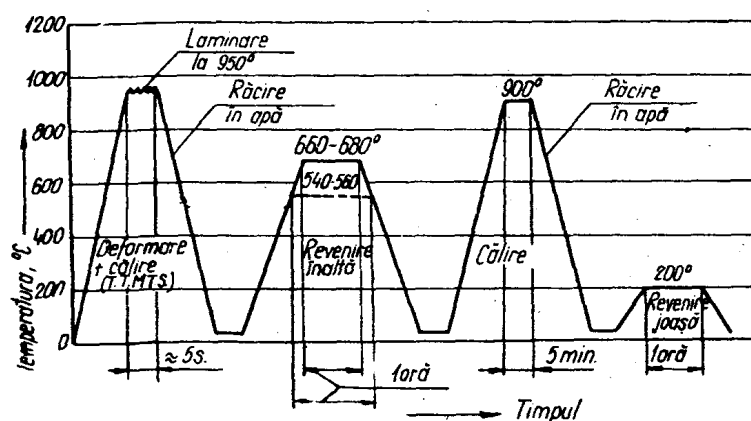


Fig.6.7. Schema tehnologică a TTM cu stabilitatea ecruisajului la cald

Aplicarea TTM la fabricarea arcurilor din oțeluri 55S2 și 50HGA a determinat creșterea limitei de oboseală, [45], iar rupura a căpătat un caracter tenace. Aplicarea TTMSEC la rulmenți a determinat creșterea durabilității prin rezistența la uzura de oboseală cu cca. 40%.

Prin menținerea efectelor ecruisării la cald, acest tratament termomecanic determină așadar un complex de proprietăți mecanice superior comparativ cu tratamentele clasice, o sporire a limitei de oboseală la solicitări alternant simetrice, cu un caracter tenace al ruperii, la durități ridicate.

Bibliografie

1. Atroșenko, A.P., Atroșenko S.A., Fedorov, V.V. – Durificarea termomecanică a pieselor din construcția de mașini, Vesnik Mašinostroitet, URSS, nr. 4, 1986.
2. Bernștein, M.L. - Tratamentele termomecanice ale oțelului, Metallurgia, Moscova, 1983.
3. Bernștein, M.L. – Tratamentele termomecanice ale oțelurilor pentru rulmenți, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr. 1, 1962.
4. Bernștein, M.L., Drăgan, N. – Tratamentele termomecanice ale țevelor laminate la rece, Metalurgia, nr. 4, 1965.
5. Bernștein, M.L., Drăgan, N. – Tratamentele termomecanice ale țevelor laminate la cald, Metalurgia, nr. 5, 1965.
6. Bernștein, M.L., Efimov, S.P. – Tratamentele termice și termomecanice ale oțelurilor de construcție laminate, Stal', URSS, nr. 1, 1985.
7. Bernștein, M.L., Minkov, M.V. – Influența tratamentului termomecanic preliminar asupra stratului nitrurat și a rezistenței la uzură a oțelului, Trenie i iznos, URSS, vol. 6, nr. 5, 1985.
8. Bernștein, M.L., Rahstadt, A.G. – Tratamentele termomecanice ale oțelului de arcuri și resoarte, Stal', URSS, nr. 4, 1962.
9. Catrinioiu, C. – Determinarea domeniului temperaturilor de recristalizare și a timpului după care începe și se sfârșește recristalizarea la oțelul slab aliat cu Mn și microaliat cu V, destinat construcțiilor, Metalurgia, nr. 6, 1978.
10. Catrinioiu, C. – Studiul posibilităților aplicării tratamentului termomecanic la oțelul slab aliat cu Mn și microaliat cu V, Metalurgia, nr. 5, 1979.
11. Cincă, L. – Contribuții la studiul posibilităților de creștere a proprietăților aliajelor Cu-Al din domeniul bifazic prin tratament termomecanic, Teză de doctorat, I.P.București, 1976.
12. Cincă, L. – Îmbunătățirea proprietăților bronzurilor cu Al bifazice prin tratament termomecanic de temperatură înaltă, Metalurgia, nr. 1, 1978.
13. Cincă, L. – Influența tratamentului termomecanic izoterm asupra caracteristicilor mecanice ale bronzului cu 10% Al, Metalurgia, nr. 12, 1976.

14. Cincă, L. – Posibilități de creștere a performanțelor bronzurilor cu Al prin tratament termic și termomecanic, *Metalurgia*, nr. 11, 1976.
15. Cincă, L. – Tratamentul termomecanic al aliajelor de Cu, *Metalurgia*, nr. 12, 1969.
16. Ciucă, C. – Tratamentul termomecanic al oțelului 09G2, *Metalurgia*, nr. 8, 1968.
17. Comănesci, R., Bejinariu, C., Florescu, A. – Modificări ale unor caracteristici ale oțelurilor de rulmenți prin tratament termomecanic, *METAL* 96, vol. 4, ISBN 80-846271, Ostrava, Cehia, 1996.
18. Comănesci, R. – Studii și cercetări privind aplicarea tratamentelor termomecanice în construcția de mașini, Teză de doctorat, Univ. Tehnică “Gh. Asachi”, Iași, 1999.
19. Comănesci, R., Gălușcă, D.G., Ciochină, C. – Comportarea oțelului de rulmenți Rul2 (100MnCr6) în timpul deformării plastice la cald din cadrul tratamentului termomecanic, *METAL* 97, vol. 3, ISBN 80-902142-8-2, Ostrava, Cehia, 1997.
20. Comănesci, R., Gălușcă, D.G., Comănici A. – Studii privind efectele tratamentului termomecanic de temperatură înaltă asupra structurii și durității oțelului de rulmenți Rul1 (100Cr6), *METAL* 98, vol. 3, ISBN 80-8612214-X, Ostrava, Cehia, 1998.
21. Comănesci, R., Gălușcă, D.G. - Comportarea oțelului Rul1 la deformarea plastică la cald din cadrul tratamentului termomecanic, *Materiale-Energie-Mediu*, Zilele Academiei Iașene, Ediția a XII-a, Academia Română, Filiala Iași, 1996.
22. Dahl, W, Diekmann, I., Engel, P. – Influența parametrilor de proces ai tratamentului termomecanic asupra proprietăților oțelurilor microaliate, *Stahl und Eisen*, Germania, nr. 11, 1988.
23. De Ardo, A.J. - Tratamente termomecanice, *Advances materials and processing*, vol. 133, nr.1, 1988.
24. Drăgan, N. – Condiții optime de tratament termomecanic a produselor laminate, *Sinteză documentară*, O.D.P.T., București, 1967.
25. Drăgan, N., Bernștein, M.L. – Tratamentul termomecanic al țevelor cu răcire accelerată cu aer comprimat după laminare, *Metalurgia*, nr. 6, 1966.
26. Drăgan, N., Vermeșan, G. – Influența deformării plastice asupra

proceselor de difuzie ce au loc la tratamente termochimice, nr. 2, 1976.

27. Drimer, D. – Influența tratamentului termomecanic asupra proprietăților electrice în aliajele de aluminiu, O.D.P.T., București, 1978.

28. Driukova, I.N. – Anizotropia proprietăților oțelurilor supuse tratamentului termomecanic, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr. 2, 1965.

29. Duckworth, W.E., Leach, D.A., Philips, R. – Ductilitatea oțelurilor de mare rezistență - realizare și importanță, Iron and Steels Just, nr. 76, 1962.

30. Egorov, I.P., Hazanov, I.O., Root, R.V. – Influența tratamentului termomecanic asupra structurii oțelului rapid R6M5, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr.5, 1983.

31. Fiterău, Viorica, Memet, G., Purice, G. – Încercări de tratament termomecanic ale oțelurilor pentru rulmenți, Metalurgia, nr. 4, 1981.

32. Florea, Rodica – Contribuții la studiul și aplicarea procedeelor de tratament termomecanic, Rezumatul tezei de doctorat, Brașov, 1983.

33. Florea, Rodica – Aplicarea tratamentelor termomecanice la piese matrițate, a III-a Conferință națională de tehnologii, Sibiu, 1982.

34. Franz, M., Hornbögen, E. – Tratamentul termomecanic al oțelurilor de rulmenți, Centrul de documentare siderurgică, Franța, vol. 36, nr. 2, 1979.

35. Gâdea, S., Hubert, H. – Considerente privind alegerea regimului de tratament termomecanic în cazul unui oțel refractar martensitic de tip 12Cr–Ni–Mo–V–Nb, Metalurgia, nr. 3, 1974.

36. Gâdea, S., Hubert, H. – Îmbunătățirea proprietăților de rezistență la fluaj prin aplicarea tratamentului termomecanic (TTMTI) unui oțel cu 12%Cr, complex aliat, Metalurgia, nr. 2, 1974.

37. Gâdea, S., Ianc, . – Transformări structurale în domeniul austenitic în oțelurile de construcții microaliate, Metalurgia, nr. 10-11, 1979.

38. Gâdea, S., Ianc, P. – Recristalizarea austenitei în cursul deformării plastice la cald a oțelurilor microaliate cu azot, aluminiu și vanadiu, Metalurgia, nr. 6, 1981.

39. Gluhin, L.P., Cozlov, V.I. – Particularitățile structurii oțelului cu două straturi 22K+08H18N10T după tratamentul termomecanic, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr. 10, 1982.

40. Gromov, G.A., Volcov, V.I. – Eficacitatea tratamentelor de durificare a pieselor din aliajul de titan VT9, Vestnik Maşinostroenie, URSS, nr. 1, 1978.
41. Haessner, F., Wunderlich, W., Wehr, P. – Influenţa tratamentului termomecanic asupra durităţii şi structurii aliajelor Pb-Ca-Bi, Metallwissenschaft und Technik, Germania, vol. 38, nr. 5, 1984.
42. Henkel, I., Hagen, M., Hannane, N. – Tratamentele termomecanice aplicate inelelor de rulmenţi; simulare şi realizare, Stahl und Eisen, Germania, nr. 12, 1988.
43. Hubert, H. – Influenţa deformării plastice prealabile asupra mecanismului de descompunere a martensitei la oţelurile inoxidabile cu 12%Cr, Rezumatul tezei de doctorat, I.P. Bucureşti, 1972.
44. Ianc, P. – Contribuţii asupra studiului comportării austenitei în timpul şi după deformarea plastică la cald a oţelurilor de construcţii microaliate, Rezumatul tezei de doctorat, I.P. Bucureşti, 1980.
45. Ikeno, S., Yamamoto, Y. – Creşterea ductilităţii unui aliaj de Al cu Mg şi Si prin tratament termomecanic, Aluminium, Germania, vol. 62, nr. 2, 1986.
46. Ionescu, C. – Contribuţii la studiul factorilor care determină creşterea valorilor unor caracteristici mecanice prin tratament termomecanic, Rezumatul tezei de doctorat, I.P. Bucureşti, 1973.
47. Jdedov, A.V., Osadcii, V.A., Dementiev, V.B. – Tratamentul termomecanic cu deformare prin comprimare elicoidală pentru confecţionarea arcurilor, Stal', URSS, nr. 1, 1986.
48. Kaputkina, L.M., Poteomkin, V.K., Dobotkin, S.V. – Influenţa regimurilor de deformare la temperatură înaltă asupra structurii şi proprietăţilor oţelurilor hipoeutectoide, Stal', URSS, nr. 10, 1985.
49. Kula, E.B., Dhosi, I.M. – Influenţa deformaţiilor care preced transformarea asupra caracteristicilor mecanice ale oţelului 4340, Transaction of the American Society of Metals, vol. 52, 1960.
50. Kurmanov, M.I., Driukova, I.N. – Tratamentul termomecanic al oţelurilor de construcţii, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr. 2, 1965.
51. Mc Quenn, H.J. – Bazele experimentale ale tratamentelor termomecanice pentru aliajele de aluminiu, Journal of metals, SUA, vol. 32, nr. 2, 1980.

52. Meyer, L. – Bazele de dezvoltare ale materialelor pentru combinarea proceselor termice și mecanice în timpul deformării plastice la cald, Stahl und Eisen, Germania, nr. 7, 1988.

53. Mitelea, I., Trușculescu, M. – Acțiunea tratamentului termomecanic asupra densității de dislocații în oțelurile criogenice aliate cu Ni și Ni-Co, Metalurgia, nr. 2, 1976.

54. Mitelea, I., Trușculescu, M. – Determinarea roentgenografică a imperfecțiunilor oțelului criogenic 12N90 tratat termomecanic, Metalurgia, nr. 3, 1977.

55. Mitelea, I., Trușculescu, M. – Influența tratamentului termomecanic preliminar asupra stratului nitrurat și a rezistenței la uzură a oțelului, Metalurgia, nr. 11, 1976.

56. Mokritkîi, B., Kabaldin, G. – Tehnologia durificării termomecanice a sculelor așchietoare, Mașinostroitel, URSS, nr. 2, 1990.

57. Perneș, M. – Cercetări asupra structurii și proprietăților oțelurilor martensitice tratate termic, Rezumatul tezei de doctorat, Cluj Napoca, 1992.

58. Popescu, N., Gheorghe, C., Popescu, O. - Tratamente termice neconvenționale, E.T. București, 1990.

59. Potak, I.M. – Tratamentul termomecanic al oțelurilor în vederea obținerii rezistențelor mari, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr. 5, 1961.

60. Rogalev, A.M., Zencenko, T.I., Ibraghimov, Z.H. – Proprietățile mecanice ale oțelurilor de ștanțe după tratamentul termomecanic de temperatură înaltă, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr. 8, 1983.

61. Sassu, N. – Tratamentul termomecanic al oțelurilor de construcții, I.D.T., București, 1966.

62. Sassu, N. – Influența conținutului de carbon asupra caracteristicilor de rezistență și plasticitate și asupra structurii cristaline fine a oțelurilor silicioase supuse tratamentului termomecanic la temperaturi superioare , Metalurgia, nr. 2, 1965.

63. Sassu, N. – Influența temperaturii de revenire asupra proprietăților mecanice și a structurii fine a oțelurilor după tratament termomecanic. Efectul “reversibilității” tratamentului termomecanic, Studii și cercetări

metalurgice, Ed. Academiei, nr. 1, 1966.

64. Sassu, N. – Influența tratamentului termomecanic al oțelurilor pentru construcții de mașini, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr. 7, 1965.

65. Sassu, N. – Tratamentul termomecanic de temperaturi superioare (TTMTS) – metodă eficientă pentru îmbunătățirea proprietăților mecanice și a structurii oțelurilor întrebuintate în construcția de mașini, Metalurgia, nr. 3, 1966.

66. Savinov, V.A., Lumenov, A.F. – Influența tratamentului termomecanic superficial la temperatură înaltă cu șocuri vibratorii asupra rezistenței de contact a oțelului pentru valțuri, Izv, VUZ, Ciornaia Metallurgia, URSS, nr. 9, 1983.

67. Schmatz, D.J., Zackay, V.F. – Deformarea austenitei subrăcite a oțelurilor superrezistente, Metall Progress, vol. 76, nr. 3, 1959.

68. Schmatz, D.J., Zackay, V.F. – Proprietățile mecanice ale austenitei metastabile deformate în oțeluri superrezistente, Transaction of the American Society of Metals, vol. 51, 1959.

69. Segal, V. Korbilov, V.I. – Tratamentul termomecanic al aliajului ELINVAR 44NHMT folosindu-se deformarea plastică produsă prin forfecare simplă, Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, Moscova, nr. 10, 1982.

70. Singh, S., Goel, D.B. – Creșterea rezistenței mecanice a aliajului Al-Cu-Si-Mn (2014) prin tratament termomecanic, Aluminium, Germania, nr. 1, 1989.

71. Sokolkov, E.N., Sadovski, V.D. – Influența deformării plastice la cald prin întindere, fără recristalizarea austenitei, asupra rezilienței oțelurilor aliate de construcții, Fizika metallov i metallovedenie, AN URSS, vol. 4, nr. 1(10), 1957.

72. Standhamer, K.P., Murr, L.E., Hecker, S.S. – Germinarea și evoluția transformării martensitice induse prin tensiune și a substructurii în oțelurile inoxidabile, Acta Metallurgica, Londra, vol. 31, nr. 2, 1983.

73. Sun Fu Yu – Influența parametrilor laminării controlate asupra structurii oțelurilor cu Nb și V la temperatură înaltă și consecințele asupra proprietăților mecanice finale, Teză de doctorat, Université Paris Sud, Franța, 1981.

74. Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H. - Tratatamentul termomecanic al oțelurilor de înaltă rezistență slab aliate, Butterworth, Londra, 1988.
75. Trușculescu, M., Mitelea, I. – Caracteristicile de tracțiune ale oțelului criogenic aliat cu 9%Ni, tratat termomecanic, Metalurgia, nr. 2, 1977.
76. Tușinskii, L.I., Tușinskaia, K.I., Stenin, S.I. – Creșterea rezistenței oțelului cu conținut ridicat de Mn prin tratament termomecanic combinat, Izv. VUZ Ciornaia Metallurgia, URSS, nr.12, 1975.
77. Vasilevșchii, M.S., Golovanenko, S.A. – Ridicarea calității produselor laminate prin tratament termomecanic, Stal', URSS, nr. 2, 1988.
78. Vermeșan, G. – Contribuții la studiul deformației plastice asupra tratamentelor termochimice, Rezumatul tezei de doctorat, I.P. Cluj Napoca, 1975.
79. Wanhill, R.J.H., Van Gestel, G.F. – Tratatamentul termomecanic al aliajelor de aluminiu, Aluminium, Germania, vol. 54, nr. 9, 1976.
80. Zamfir, S. – Cercetări privind aplicarea tratamentului termomecanic de temperatură joasă aplicat oțelului 7NC180, Metalurgia, nr. 6, 1977.
81. Zamfir, S. – Influența deformării plastice asupra structurii și proprietăților oțelului austenitic 7NC180, Metalurgia, nr. 12, 1976.
82. Zamfir, S. – Influența tratamentului termic sub zero grade asupra structurii și proprietăților oțelului austenitic 7NC180, Metalurgia, nr. 4, 1977.