

Mehko žarjenje, stopnja sferoidizacije strukture in vpliv legirnih elementov

UDK: 621.785.33;669-151
ASM/SLA: I 23, EG-P, N 82

A. Kveder*

V raziskavi, ki je bila izdelana v dveh delih, je bilo raziskanih več vplivov na potek sferoidizacije strukture, kot so legirni elementi, pa tudi način toplotne obdelave in predhodna predelava jekla.

A. UVOD

Mehko žarjenje (sferoidizacija) je naziv za toplotno obdelavo, pri kateri se jekla mehansko omehčajo. V bistvu gre za difuzijski proces, pri katerem se lamelarna karbidna faza v strukturi jekla sferoidizira, lamelarni perlit se spremeni v globularni (krogličasti) perlit. Taka struktura je najmehkejša in ima dve prednosti: je najprimernejša za nadaljno toplotno obdelavo (kaljenje) in omogoča največje deformacije v hladnem. Prav zaradi te druge prednosti je pomen mehkega žarjenja ponovno v ospredju. V zadnjih desetletjih so se močno razvili postopki preoblikovanja jekla v hladnem stanju, ki pomenijo velike racionalizacije v primerjavi s starejšimi postopki, kot sta na primer vroče preoblikovanje in mehanska obdelava z odrezovanjem. Za preoblikovanje v hladnem pa mora biti jeklo predvsem mehko in sposobno za zelo velike deformacije.

Klasični postopki mehkega žarjenja, na primer izotermično žarjenje na 700 °C, so zelo dolgotrajni in zato tudi dragi. Zato v svetu nenehno iščejo postopke pospeševanja sferoidizacije, kot na primer z medkritičnim žarjenjem, predhodnim hladnim deformiranjem, vročim deformiranjem ali termomehnično obdelavo. Postopke daljšajo tudi vedno težji kolobarji trakov ali žic, ki zahtevajo dolg čas pregrevanja. Vedno ostrejšje so tudi zahteve po enakomernosti lastnosti mehko žarjenih jekel.

Kot rečeno, je v literaturi dosti člankov o načinih pospeševanja sferoidizacije, ki jih bomo tudi citirali. Zanimivo pa je, da ni najti člankov (kolikor so pri nas dosegljivi), ki bi obravnavali vpliv legirnih elementov na hitrost sferoidizacije, bodisi namerno dodanih ali pa oligoelementov. V

naš program smo zato vključili tudi vpliv dušika in kroma na hitrost preoblikovanja cementita.

Sposobnost ali hitrost sferoidizacije je odvisna predvsem od topnosti ogljika na temperaturi mehkega žarjenja in difuzije C v alfa železu. Znano je, da je topnost C pri navadni temperaturi komaj 10⁻⁶ % in naraste do 723 °C (A₁ točka) na okoli 0,02 %. Hitrost sferoidizacije je nadalje odvisna od površinske energije kristalnih in medfaznih mej.

B. KRATEK LITERARNI PREGLED

Dosti podatkov je najti o vplivu temperature, stopnje hladne deformacije in časa žarjenja na stopnjo sferoidizacije. Za našo raziskavo je v tem smislu zanimivo delo H. J. Kostlerja¹, ker je uporabil podobno jeklo. Z jeklom C 35 je delal preizkuse prej omenjenih vplivov. Za vse temperature med 550 in 700 °C in stopnje predhodne hladne deformacije je našel linearne odvisnosti med stopnjo sferoidizacije ($e = 0$ do 1) in logaritmom časa žarjenja. Splošna enačba za te premice je torej

$$e = m \cdot \log \tau + b,$$

pri čemer je m nagib premice, b ordinatni odsek, τ pa čas žarjenja v urah. Za primerjavo naj navedemo nekaj podatkov: stopnja sferoidizacije 0,9 se pri 700 °C doseže v približno 12 urah, če pa je bilo jeklo prej hladno deformirano (50 %), pa v 1,5 ure.

E. A. Chojnowski in W. J. McG. Tegart² sta delala poizkuse z nelegiranim evtektoidnim jeklom. Njune odvisnosti $e/\log \tau$ večinoma niso linearne. Podatki za stopnjo sferoidizacije 0,9 so naslednji:

— izotermično žarjenje 700 °C	500 ur
— utrujanje pri 700 °C	100 min do 10 ur
— hladna deformacija 50 %, nato 700 °C	2,5 ure
— torziranje pri 700 °C	3 min

Podatki se torej precej razlikujejo od prej navedenih¹.

O. D. Sherby³ in sodel. so valjali evtektoidno jeklo pri 500 °C vse do logaritmičnih deformacij 200 %. Pri deformacijah 100 % so dobili delno sferoidizirane strukture, pri deformacijah 200 % pa popolnoma in zelo drobno sferoidizirane strukture, pri katerih je bila razdalja med delci okoli

* Dr. A. Kveder, dipl. ing. metal., SZ — Metalurški inštitut Ljubljana. V raziskavi je sodeloval A. Lagoja, denarna sredstva pa so prispevali RSS, SZ ŽJ in SZ ŽR.

0,3 μm . Zaradi visoke trdnosti jekla po takem valjanju je ta postopek vrsta termomehantične obdelave, katere rezultat je zelo drobno sferoidizirana struktura.

J. L. Robbins s sodel.⁴ je izvajal torziranje vzorcev evtektoidnega jekla pri 700° C in ugotovil, da je sferoidizacija končana v prej kot 3 minutah.

Termomehantično obdelavo pred gama/alfa transformacijo, med njo in po njej obravnava delo⁵. Edino deformacija perlita med 650 in 700° C vodi do nastanka feritne podstrukture in drobnih sferoidalnih cementitnih delcev.

V literaturi je še vrsta del s podobnimi rezultati, pa tudi del, ki obravnava matematične modele in teoretične osnove sferoidizacije in poveza ve med strukturo in lastnostmi jekel⁶⁻¹¹.

Iz navedenega pregleda sledi, da se od klasičnih postopkov mehkega žarjenja (izotermično žarjenje, nihanje okoli A_1 točke, interkritično žarjenje in počasno ohlajanje) iščejo nove poti v smereh hladnih predhodnih deformacij in termomehantičnih obdelav pod A_1 točko.

C. EKSPERIMENTALNI DEL

I. DEL

1. Program

Program I. dela je obsegal naslednje raziskave vplivov na stopnjo in hitrost sferoidizacije:

— vpliv dušika (taline z različnimi N, brez Al) (Opomba: Jekla so vsebovala 0,47 % Si, ki je tudi nitridotvorec. Sferoidizacijo brez nitridotvorcev obravnava II. del te raziskave);

- vpliv Al (talina z 0,05 % Al za vezavo N);
- vpliv Cr (taline z različnim Cr);
- vpliv časa izotermičnega žarjenja na 700° C;
- vpliv predhodne hladne deformacije (50 %);
- medkritična žarjenja in različne hitrosti ohlajanja.

2. Materiali in priprava vzorcev

Vsa jekla so bila izdelana v 18-kilogramski SF indukcijski peči. Taline so vsebovale 0,35 do 0,4 % C.

a) Postopek izdelave vzorcev z različnimi gradacijami dušika:

Ulita je bila talina iz zelo čistega vložka z malo dušika (Darby ŽJ + švedski Fe prah). Razen Si ni bil dodan noben nitridotvoren dodatni element. Talina je imela sestavo:

- 0,37 % C
- 0,47 % Si
- 0,95 % Mn
- 0,003 % N
- brez Al

Sledil je naslednji postopek do vzorcev z različnimi količinami N:

- vroče valjanje na trak debeline 6 mm,
- izrezovanje ploščic velikosti okoli 70 × 40 milimetrov,
- poskobljanje in brušenje na debelino 4 mm,
- nitriranje (teniferiranje) 10, 30, 60, 120 in 240 minut,
- odbrušenje bele spojinske plasti,
- homogeniziranje 15 ur na 1080° C v čiščenem N_2 ,
- kontrole homogenosti razporeditve dušika,
- normalizacija ploščic,
- del ploščic hladno valjan na debelino 2 mm (deformacija 50 %).

Po tem postopku smo dobili ploščice enake matične taline in sestave, vendar z različnimi količinami dušika:

Oznaka	% N
1.0	0,003 (matična talina brez nitriranja)
1.1	0,009
1.2	0,014
1.3	0,019
1.4	0,027
1.5	0,032

Te ploščice smo narezali na manjše kose za nadaljne preiskave mehkega žarjenja.

V zvezi z navedenim postopkom izdelave dušičenih vzorcev je vredno omeniti dve težavi, ki sta lahko tudi izkušnji:

— Znano je, da je težko pridobiti bolj ali manj močno nadušičeno jeklo z dodajanjem dušika v talino, razen z zlitino FeCrN, kar pa v našem primeru ni prišlo v poštev, ker bi dobili v talinah preveč Cr. Dušik namreč naglo izhaja iz taline. Ker pa nam je uspelo dobiti z nitriranjem železove gobe zlitino s 3 % N, smo vseeno izvedli ustrezna taljenja z dodajanjem te zlitine. Toda tudi z dodajanjem velikega prebitka N nam ni uspelo povečati količino N v talini od 0,003 na več kot 0,009 % N. Zato je v primerih, ko želimo večje razpone v količinah N, nujen postopek nitriranja in homogeniziranja.

— Za osnovo nitriranja in homogeniziranja smo vzeli metodo, ki jo je uporabil G. Langenscheid¹², ki je raziskoval vpliv dušika na rekristalizacijo nepomirjenega jekla. 2 mm debele ploščice je nitriral različno dolgo in nato izvedel homogenizacijo z žarjenjem 10 ur pri 500° C. Razlika v količini N na površini in v jedru je znašala največ 0,001 % N. Pri naših preizkusih smo izvedli več homogenizacij, med drugim tudi 100 ur dolgo na 590° C, kjer je v feritu največja topnost dušika. Analize površinskih in notranjih slojev pa so pokazale zelo počasno napredovanje difuzijske homogenizacije. Uspel ni niti preizkus homogeniziranja 12 ur na 1000° C. Sele z žarjenjem 15 ur na 1080° C (v dobro čiščenem N_2) smo dobili praktično popolnoma ho-

mogeno nadušičene vzorce, katerih sestave smo že navedli. Vzrok za razliko v zmožnosti homogeniziranja vzorcev Langenscheida in naših je, kot kaže, v sestavi jekel. Čisto feritno in nesilicirano jeklo se lahko homogenizira, ker ima dušik v feritu dokaj veliko difuzijsko hitrost. V našem jeklu pa je v strukturi okoli 50 % perlita, ki lahko predstavlja oviro za difuzijski tok dušika, povrhu pa vsebuje jeklo 0,47 % Si, ki po mnogih podatkih¹³⁻¹⁵ tvori nitride. (O tem bo še govor v razpravi o rezultatih).

b) *Talina z dušikom in Al*: Primerjalna talina, pri kateri je dušik vezan v AlN.

Oznaka: 2	Sestava:
	0,39 % C
	0,31 % Si
	0,67 % Mn
	0,0048 % N
	0,05 % Al

c) *Taline z različnimi vsebnostmi Cr* za raziskave vpliva Cr na hitrost sferoidizacije: Osnovna sestava je bila

0,35 % C
0,49 % Si
0,62 % Mn

Z ulivanjem v male 3-kilogramske bloke in vmesnim dodajanjem Cr pa smo dobili parcialne taline z naslednjimi količinami Cr:

Oznaka taline	% Cr
3.1	—
3.2	0,16
3.3	0,62
3.4	1,15
3.5	1,80

Po vročem valjanju in normalizaciji smo narezali vzorce za nadaljnje preiskave mehkega žarjenja.

3. Način preiskovanja

Zaradi večinoma dolgotrajnih žarjenj so bili vzorci vedno v ostružkih sive litine. Po izteku izotermičnih žarjenj ali kontinuirnih ohlajanj (do 600°C) smo vzorce ohladili na zraku. Uporabili smo naslednje načine mehkih žarjenj:

— izotermična žarjenja na 700°C, 3, 6, 10, 23 in 50 ur,

— isto — s hladno deformiranimi vzorci (50 %),

— kontinuirno ohlajanje od 760 do 600°C s hitrostjo 15°C na uro,

— isto — ohlajanje s hitrostjo 7,5°C na uro.

Metalogrfska določevanja stopnje sferoidizacije smo izvajali vizuelno pri povečavi 500× in s pomočjo primerjalne skale (iz revije Draht 30 (1979), 6, str. 346: Richtreihe für die Zementitein- formung beim Stahl C 85 (500:1).

Vsaka določitev je poprečje 4 do 6 merilnih mest.

Stopnja sferoidizacije je kvocient med površinskim deležem sferoidizirane in lamelarne strukture, omejena le na površino, na kateri je tak ali drugačen perlit.

4. Rezultati preiskav

Na slikah 1 do 4 so prikazane nekatere strukture preizkušanih jekel. Normalizacije smo izvršili iz višjih temperatur, kot so običajne za ta jekla in z nekoliko počasnejšim hlajenjem. Strukture so zato bolj grobozrnate, kar je dalo manj težav pri mikroskopskem določanju stopnje sferoidizacije. Jekla s kromom (3.2 do 3.5) so kljub temu precej bolj drobnozrnata kot ostala nelegirana.

Strukture v mehko žarjenih stanjih prikazujemo v številnih metalografskih posnetkih na slikah 5 do 20. Rezultati določitev stopnje sferoidizacije pa so zbrani v diagramu na sliki 21 v koordinatah »stopnja sferoidizacije/čas žarjenja«. Metalografski posnetek ne predstavlja vedno dejanske določitve, ki je povprečje pregleda več mest.

a) *Vpliv dušika* (jekla 1.0 do 1.5): Na slikah 5 do 10 je prikazan potek sferoidizacije jekla 1.0 z najmanj dušika in jekla 1.5 z največ dušika po 3,6 in 10 urah žarjenja. Sferoidizacija dobro napreduje, 90 do 100 % sferoidizacija je pri teh jeklih dosežena prej kot v 20 urah. Razlike v jeklih z različnimi količinami dušika ni opaziti. Rezultati določitev sicer nihajo, vendar brez jasne odvisnosti od dušika; zato smo v diagramu na sliki 21 rezultate označili s pasom. Očitno je torej, da v jeklih s kemično sestavo, kot so preizkušana, dušik nima vpliva na hitrost sferoidizacije.

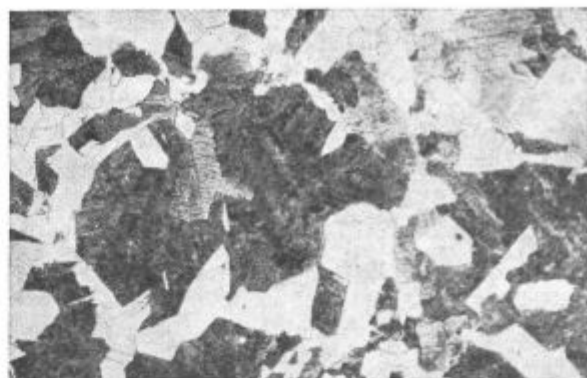
b) *Vpliv N+Al* (jeklo 2): glede na ugotovitev, da dušik ne vpliva na hitrost sferoidizacije, je razumljivo, da ne bo vplival tudi v primeru, ko je vezan v AlN. Dejansko smo ugotovili, da kaže to jeklo približno enako sferoidizacijsko intenzivnost kot jekla z dušikom in brez Al.

c) *Vpliv Cr* (jekla 3.1 do 3.5): Jeklo 3.1, ki je brez Cr, se ne loči od tistih pod a) in b), pri ostalih pa se zelo jasno kaže vpliv Cr na upočasnitev sferoidizacije. To je razvidno iz metalografskih posnetkov (slike 11 do 14) in iz premic v diagramu na sliki 21. Ta vpliv je posebno izrazit pri jeklih z nad 1 % Cr (jekli 3.4 in 3.5), ki se 90 do 100 %-no sferoidizirajo šele po 50 urah žarjenja.

d) *Vpliv kontinuirnega ohlajanja iz interkritičnega področja* (760°C) s hitrostma 15°C/h in 7,5°C/h je prikazan na slikah 15 do 18. V nasprotju z uveljavljenim mišljenjem in tudi prakso mehkega žarjenja je sferoidizacija po takem načinu izredno slaba, posebno pri nelegiranih jeklih. Pri jeklih s kromom je sferoidizacija boljša, posebno pri tistem z 1,8 % Cr (jeklo 3.5, slika 18). Tudi ni



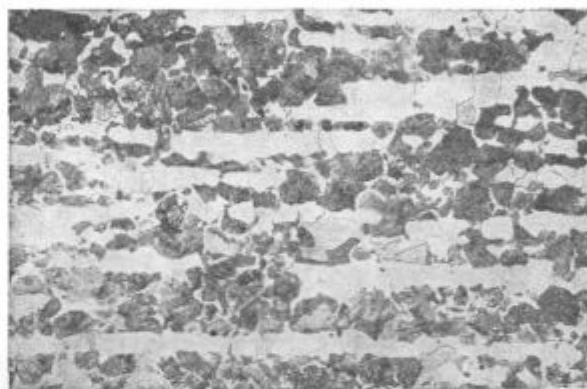
Slika 1
Struktura jekla 1.1 v normaliziranem stanju (500 ×)
Fig. 1
Structure of steel 1.1 as normalized (500 ×)



Slika 2
Struktura jekla 1.5 v normaliziranem stanju (500 ×)
Fig. 2
Structure of steel 1.5 as normalized (500 ×)



Slika 3
Struktura jekla 2 v normaliziranem stanju (500 ×)
Fig. 3
Structure of steel 2 as normalized (500 ×)



Slika 4
Struktura jekla 3.3 v normaliziranem stanju (500 ×)
Fig. 4
Structure of steel 3.3 as normalized (500 ×)

nobene razlike med večjo hitrostjo 15° C/h in manjšo 7,5° C/h.

e) *Vpliv hladne deformacije* (50 %) pred mehkim žarjenjem je zelo izrazit; prikazan je za jeklo 1.1 na slikah 19 in 20 za 3-urno in 6-urno žarjenje. Že po 3 urah je sferoidizacija bolj izrazita kot pri nedeformiranih jeklih po 10 in celo 20 urah. Tudi pri hladno deformiranih vzorcih ni opaziti vpliva količine dušika v jeklu. Kaže, da je hladna deformacija pred mehkim žarjenjem edini realni način pospešitve sferoidizacije.

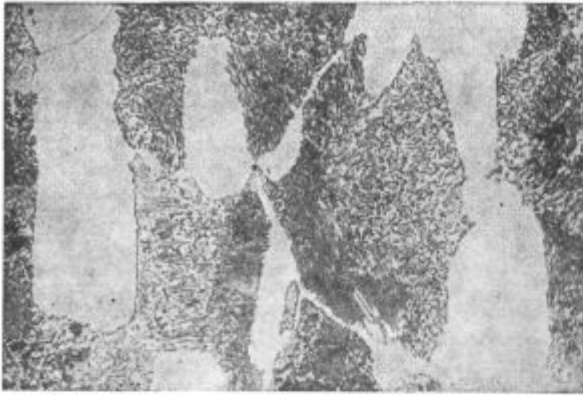
Navedeni vpliv hladne deformacije velja le za izotermično žarjenje pod A_1 točko. Deformirane vzorce smo žarili tudi po načinu kontinuirnega ohlajanja, vendar je nastal pretežno lamelarni perlit. Segretje na interkritično temperaturo in počasno ohlajanje torej izniči vpliv hladne deformacije.

5. Razprava o rezultatih

Preizkuse vpliva dušika na sferoidizacijsko hitrost smo izvršili z vzorci iste matične taline, ven-

dar z velikim razponom v količinah dušika (1:11). V primeru, da bi dušik v takem jeklu vplival na sferoidizacijsko hitrost, bi to morali prav gotovo zaznati. Na drugi strani pa je težko verjeti, da bi dušik v takih količinah ne vplival na difuzijski proces, kar v bistvu je sferoidizacija. Mnogo literaturnih podatkov, npr.¹³⁻¹⁵, dokazuje, da je Si sorazmerno močan nitridotvorec, v prisotnosti Mn se tvorijo celo Si-Mn-N nitridi. Temperatura mehkega žarjenja je obenem optimalna temperatura tvorjenja Si-nitridov. Zaključek, da dušik ne vpliva na sferoidizacijsko hitrost, velja torej le za industrijske sestave jekel, ki vsebujejo Si in Mn. Dejanski vpliv raztopljenega dušika je ostal torej še odprto vprašanje. Potrebno je bilo izdelati čisto Fe-C zlitino (brez Si, Mn, Al in drugih nitridotvorcev) in ugotoviti vpliv raztopljenega dušika na sferoidizacijsko hitrost.

Vpliv kroma na upočasnitev sferoidizacije je v slikah in v diagramu na sliki 21 dovolj jasno izražena. Dalj časa je potrebno, da se sferoidizacija začne, oziroma, da jo metalografsko lahko začne-



Slika 5

Jeklo 1.0 (0,003 % N), žarjeno 3 ure, 700° (500 ×)

Fig. 5

Steel 1.0 (0.003 % N), annealed 3 hours, 700° C (500 ×)



Slika 8

Jeklo 1.5 (0,032 % N), žarjeno 3 ure, 700° (500 ×)

Fig. 8

Steel 1.5 (0.032 % N), annealed 3 hours, 700° C (500 ×)

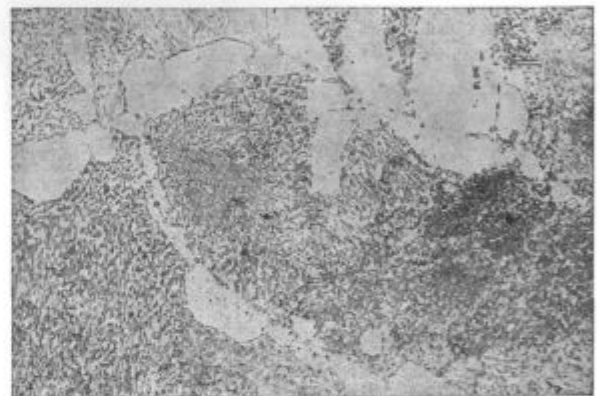


Slika 6

Jeklo 1.0 (0,003 % N), žarjeno 6 ur, 700° (500 ×)

Fig. 6

Steel 1.0 (0.003 % N), annealed 6 hours, 700° C (500 ×)

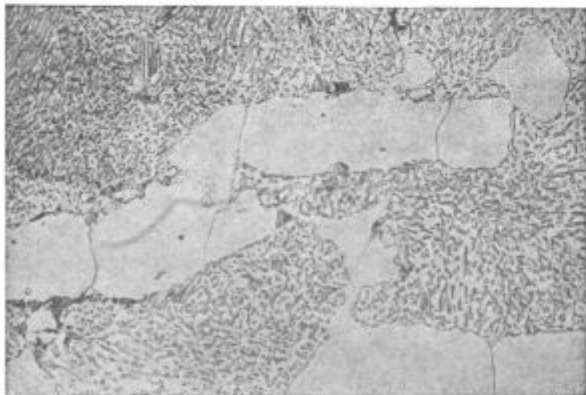


Slika 9

Jeklo 1.5 (0,032 % N), žarjeno 6 ur, 700° (500 ×)

Fig. 9

Steel 1.5 (0.032 % N), annealed 6 hours, 700° C (500 ×)

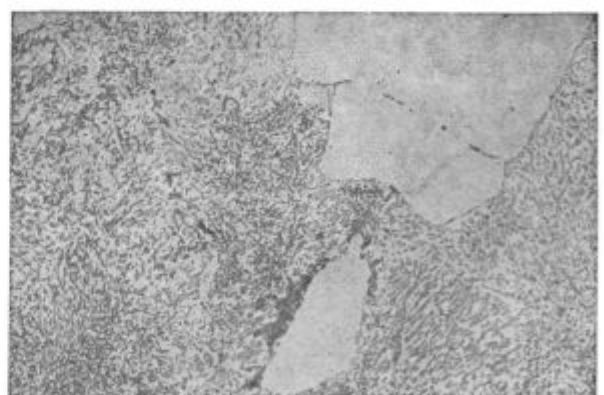


Slika 7

Jeklo 1.0 (0,003 % N), žarjeno 10 ur, 700° (500 ×)

Fig. 7

Steel 1.0 (0.003 % N), annealed 10 hours, 700° C (500 ×)

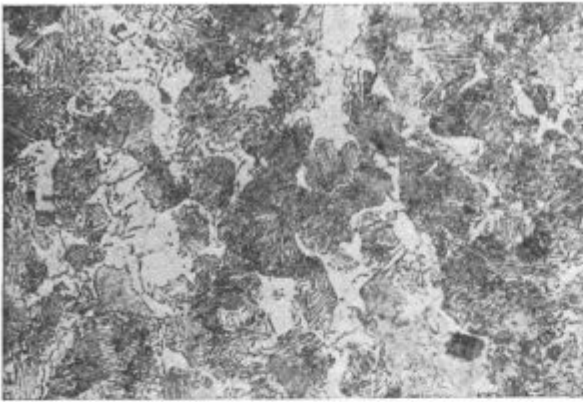


Slika 10

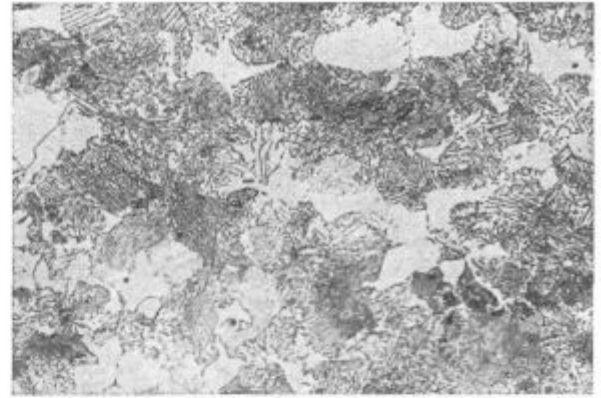
Jeklo 1.5 (0,032 % N), žarjeno 10 ur, 700° (500 ×)

Fig. 10

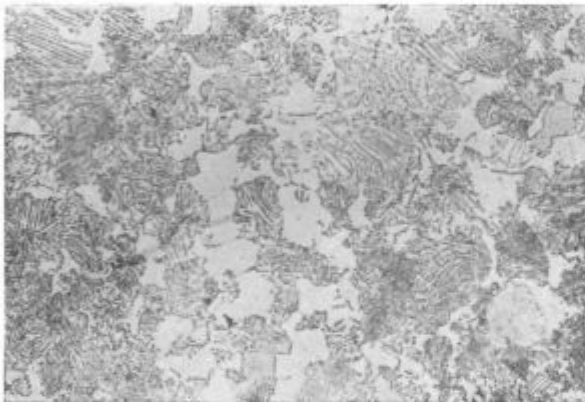
Steel 1.5 (0.032 % N), annealed 10 hours, 700° C (500 ×)



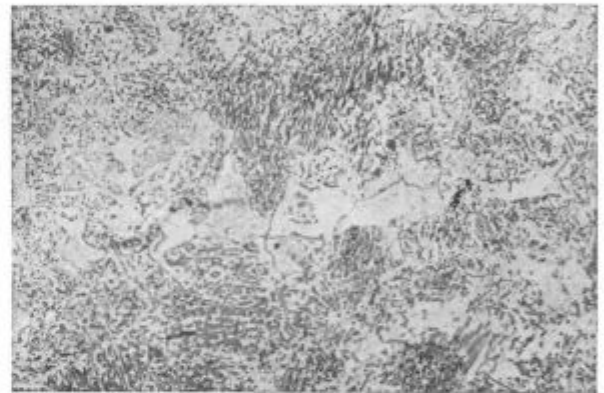
Slika 11
 Jeklo 3.5 (1,80 % Cr), žarjeno 3 ure, 700° (500 ×)
 Fig. 11
 Steel 3.5 (1.80 % Cr), annealed 3 hours, 700° C (500 ×)



Slika 12
 Jeklo 3.5 (1,80 % Cr), žarjeno 6 ur, 700° (500 ×)
 Fig. 12
 Steel 3.5 (1.80 % Cr), annealed 6 hours, 700° C (500 ×)



Slika 13
 Jeklo 3.5 (1,80 % Cr), žarjeno 10 ur, 700° (500 ×)
 Fig. 13
 Steel 3.5 (1.80 % Cr), annealed 10 hours, 700° C (500 ×)



Slika 14
 Jeklo 3.5 (1,80 % Cr), žarjeno 50 ur, 700° (500 ×)
 Fig. 14
 Steel 3.5 (1.80 % Cr), annealed 50 hours, 700° C (500 ×)

mo ugotavljati, obenem pa je tudi hitrost sferoidizacije manjša (naklon premic se manjša). Med jekli z 1,15 in 1,8 % Cr ni več opaziti razlike.

Ohlajanje iz temperature med kritičnima točkama (760° C) ni dalo pričakovanih rezultatov. Kljub drugi, zelo majhni ohlajevalni hitrosti, 7,5° C/h, se je pretežni del cementita izoblikoval v lamelarni obliki.

Hladna deformacija pred mehkim žarjenjem je izredno učinkovita. Nekajurno žarjenje da popolnoma sferoidizirano strukturo.

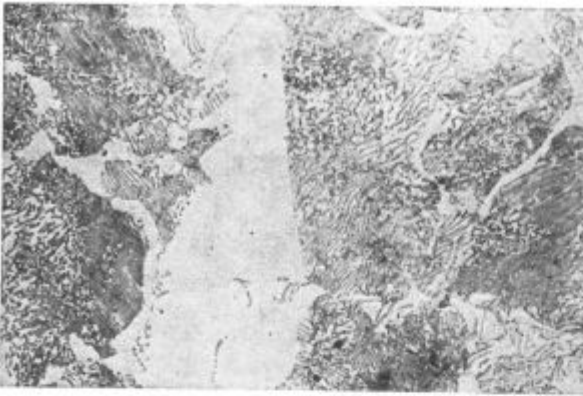
II. DEL

1. Uvod

V I. delu smo izdelali raziskave o vplivih na stopnjo in hitrost sferoidizacije. Program je obsegal vplival N, Al, Cr, vpliv izotermičnega in medkritičnega žarjenja ter vpliv predhodne hladne deformacije. Sklepi so bili naslednji: Dušik (imeli

smo pet gradacij od 0,003 do 0,032 % N) ne vpliva na hitrost sferoidizacije. Krom že pri majhnih količinah (do 1 % Cr) upočasnjuje sferoidizacijo za več kot 100 %. Posebno zanimiv je bil rezultat, da počasno ohlajevanje iz interkritičnega področja (med A₁ in A₃ točko) ne pospeši sferoidizacije in da se je ogljik izločil pretežno v lamelarno cementitno obliko, in to tudi pri zelo majhni ohlajevalni hitrosti 7,5° C/h. To nasprotuje ugotovitvam nekaterih drugih avtorjev. Kljub vsemu pa je počasno ohlajevanje iz interkritičnega področja, npr 7,5° C/h od 750 do 600° C, še vedno zelo dolgotrajen postopek, posebno če gre za velike količine materiala, ki ga je potrebno na medkritični temperaturi dobro pregrejeti. Končno smo ugotovili (v skladu z več literaturnimi podatki), da hladna deformacija pred mehkim žarjenjem vpliva izredno močno in da je to edini realni način za občutno pospešitev sferoidizacije.

Poseben problem je bil, da dušik, ki smo ga imeli v vzorcih v velikem količinskem razponu (1:11), ne bi mogel vplivati na sferoidizacijsko



Slika 15

Jeklo 1.0, hlajeno iz 760° s hitrostjo 7,5° C/h (500 ×)

Fig. 15

Steel 1.0, cooled from 760° C, rate 7.5° C/h (500 ×)

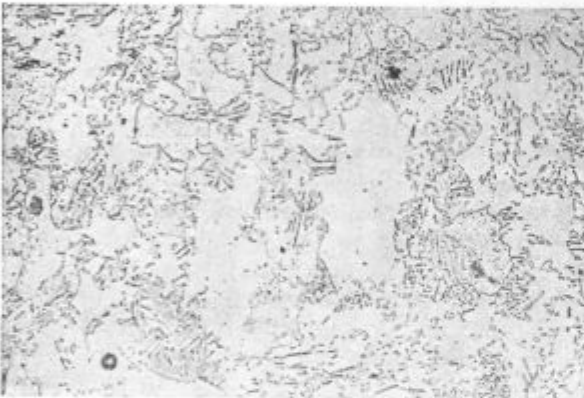


Slika 16

Jeklo 3.1, hlajeno iz 760° s hitrostjo 7,5° C/h (500 ×)

Fig. 16

Steel 3.1, cooled from 760° C, rate 7.5° C/h (500 ×)

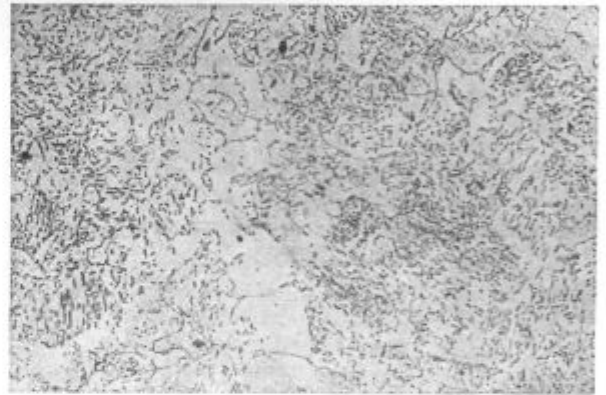


Slika 17

Jeklo 3.3, hlajeno iz 760° s hitrostjo 7,5° C/h (500 ×)

Fig. 17

Steel 3.3, cooled from 760° C, rate 7.5° C/h (500 ×)



Slika 18

Jeklo 3.4, hlajeno iz 760° s hitrostjo 7,5° C/h (500 ×)

Fig. 18

Steel 3.4, cooled from 760° C, rate 7.5° C/h (500 ×)

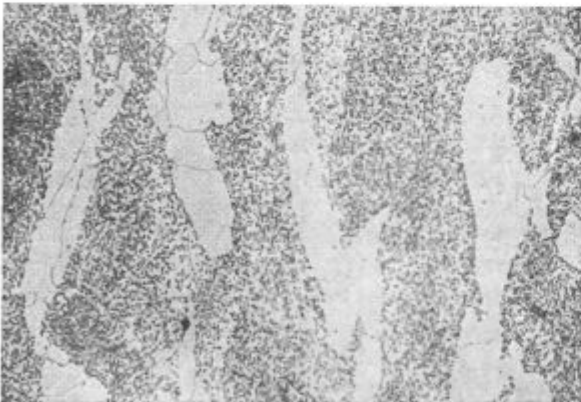
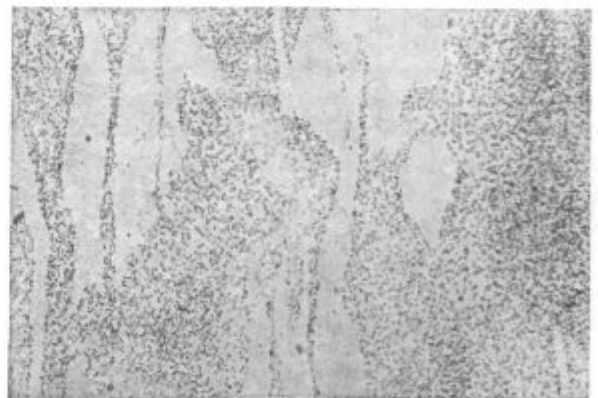


Fig. 19

Steel 1.1, cold deformed 50%, annealed 3 hours, 700° C (500 ×)

Slika 19

Jeklo 1.1, hladno deformirano 50%, žarjeno 3 ure, 700° (500 ×)

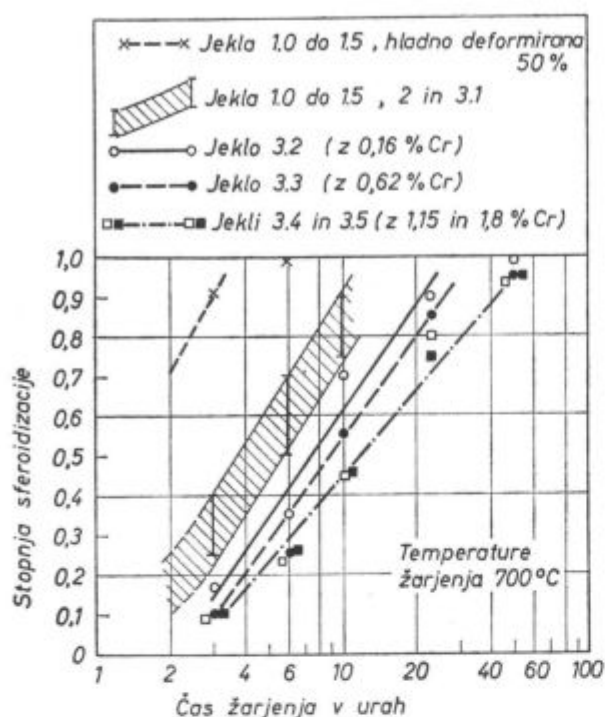


Slika 20

Jeklo 1.1, hladno deformirano 50%, žarjeno 6 ur, 700° (500 ×)

Fig. 20

Steel 1.1, cold deformed 50%, annealed 6 hours, 700° C (500 ×)



Slika 21

Odvisnost stopnje sferoidizacije od časa žarjenja na 700°C

Fig. 21

Relationship between the annealing time at 700°C and the degree of spheroidisation

hitrost. Postavili smo tezo, da dušik zato ne vpliva na difuzijske procese sferoidizacije, ker se ne nahaja v trdni raztopini, temveč v obliki drobnih vključkov nitridov. Čeprav smo uporabili jekla brez Al, ki je eden od najmočnejših nitridotvorcev, smo imeli v jeklih okoli 0,5 % Si in 1 % Mn. Literaturni podatki in tudi raziskave na MI pa kažejo, da tudi Si tvori nitride in skupaj z Mn tudi SiMn-nitride. Temperatura sferoidizacijskega (mehkega) žarjenja je celo optimalna temperatura za izločanje teh nitridov. Menili smo, da bi bilo zanimivo vedeti, kako vpliva dušik na sferoidizacijsko hitrost, če je v trdni raztopini, torej v jeklu, ki ne vsebuje nitridotvorcev. Zato smo nadaljnje delo usmerili v ugotavljanje vpliva dušika, ki je v trdni raztopini. Izdelati je bilo potrebno čisto Fe-C zlitino (brez Si, Mn, Al in drugih nitridotvorcev) z različnimi vsebnostmi dušika.

Tehnična jekla v večini primerov vsebujejo enega ali več nitridotvornih elementov, zato bo še vedno veljal naš rezultat iz prvega dela te raziskave, da dušik ne vpliva na sferoidizacijsko hitrost. S tega stališča bi bila raziskava o vplivu raztopljenega dušika čisto osnovnega, ne pa tudi praktičnega pomena. Vendar pa je znano, da pri nekaterih vrstah toplotnih obdelav ostane v jeklih, kljub prisotnosti nitridotvorcev, še dovolj raztopljenega dušika, da s kasnejšim izločanjem vpliva na nekatere bistvene lastnosti jekla. V obsegu te

tematike naj bi imela svoj pomen tudi kakršnakoli ugotovitev o vplivu dušika na sferoidizacijsko hitrost.

Pri delu, ki ga bomo opisali, smo naleteli predvsem na dve težavi, ki nekoliko omejujeta natančnost rezultatov. Prva je bila predvsem pridobitev zelo čistega materiala brez nitridotvorcev in s čim nižjo osnovno vsebnostjo dušika, kar se nanaša predvsem na našo slabo opremljenost s čistimi materiali in ustreznimi talilnimi agregati. Druga težava je bila pridobiti v vzorcih iste matične taline različne količine dušika v velikem razponu, da bi bil lahko njegov učinek dovolj očit. O tem več v eksperimentalnem delu.

2. Osnove sistema Fe-C-N: Binarni sistem Fe-N je znan in do približno 2,5 % N zelo podoben sistemu Fe-C (M. Hansen, K. Añderko, po F. Rapatz: Die Edelstahle). V alfa železu je pri sobni temperaturi dušik skoraj netopen, pri višjih temperaturah pa se topnost naglo povečuje. Maksimalno topnost doseže pri 590°C, in sicer 0,1 %. Pri višjih temperaturah ali višjih vsebnostih N prehaja ferit v $\alpha + \gamma$ oziroma γ področje. Pri počasnem ohlajanju iz teh področij se izloča nitrid Fe_4N v značilni igličasti obliki.

O trojnem sistemu Fe-C-N je manj znanega. Dobili smo sicer dva temperaturna preseka trojnega sistema (Metals Handbook), vendar so količine C in N na straneh tako velike, da si s slikama nismo mogli pomagati. Znano je, da dušik povečuje obstojnost avstenita, nismo pa mogli dobiti podatkov, kako vpliva na transformacijske temperature ogljikovih jekel.

3. Priprava osnovne taline

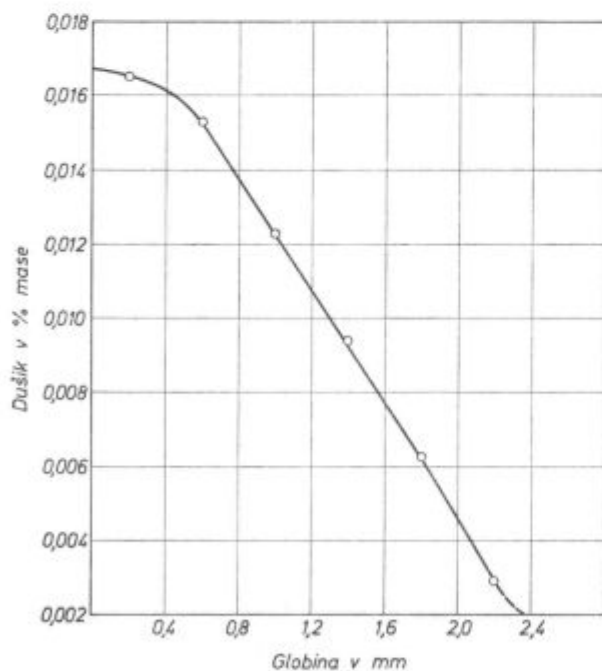
Kot smo že povedali v uvodu, je bilo najbolj problematično delo pri tej raziskavi priprava ustreznih vzorcev. Namen je bil dobiti čim bolj čisto Fe-C zlitino (s približno evtektoidno sestavo) in isto matično talino nitrirati in homogenizirati do zelo različnih koncentracij dušika (od nekaj tisočink do približno 0,1 % N). Znano je, da je dušik v staljenem jeklu in pri visokih temperaturah zelo malo topen in na ta način ni mogoče dobiti Fe-N zlitin z več N, razen če je v jeklu prisotnega več Cr. Zato je edino možno gradiranje čistega jekla z N preko nitriranja in homogenizacije.

Na razpolago smo imeli manjšo količino zelo čistega švedskega železa z manj kot 0,01 % C, praktično brez Si, Mn, Al (0 % Al, manj kot 0,002 % Al_{net}, 0,004 % Si) in drugih elementov, oziroma nitridotvorcev. Najbolj pomembno je bilo, da je železo vsebovalo pod 0,001 % N, kar je bila dobra osnova za nadaljnje višje gradacije N. Železo je bilo v palicah, premera 8 mm. Možnosti smo imeli dve: prvič, prevaljanje v tanjšo ploščato obliko, cementacija in različno močno nitriranje, in končno homogenizacija ogljika in dušika. Cementacije smo preizkušali v granulatu, mestnem plinu, ki bolj slabo cementira, in v mešanici mestnega plina in

butan-propana. Naključno (pri metalografski kontroli cementiranih vzorcev) smo v feritu za cementirano plastjo opazili iglice nitrida Fe_3N , zato smo po cementacijah ponovno kontrolirali vsebnost dušika in ugotovili, da se je v vseh vzorcih povečala tudi količina dušika. Na ta način torej nismo mogli ohraniti nizkih gradacij N. Za primer navajamo količine N po cementaciji v granulatu in po plasteh 0,4 mm od površine navznoter:

0—0,4 mm	0,0165 % N
0,4—0,8 mm	0,0153 % N
0,8—1,2 mm	0,0123 % N
1,2—1,6 mm	0,0094 % N
1,6—2,0 mm	0,0063 % N
2,0—2,4 mm	0,0029 % N

Na sliki 22 je na diagramu prikazano, da so se vzorci zraven naogljčenja tudi naduščili — krivulja N v globino vzorca je tipična za obogatitvene površinske difuzijske procese. Železo se torej nitrira, tudi če je v atmosferi prisoten le dušik, ki ga je v granulatu atmosferi gotovo dovolj. Vendar je treba upoštevati, da je šlo v tem primeru za zelo čisto železo z nizko osnovno vsebnostjo dušika. Količina N je na površini sicer zrasla za $15 \times$ proti sredini, vendar zato ni pričakovati, da se tudi pri cementaciji tehničnih jekel dogajajo sorazmerno tako velike obogatitve N. Pomeni pa to, da čista površina železa pri visoki temperaturi lahko katalitično vpliva na razpad molekularnega dušika, čistost železa pa je še pospešila difuzijo v notranjost.



Slika 22

Nadušičenje čistega Fe pri cementaciji v granulatu

Fig. 22

Nitrification of pure Fe during carburising in granulate

Pri cementaciji v mestnem plinu je bilo nadušičenje manjše, pri cementaciji v mešanici mestnega plina in butan-propana pa ponovno večje. Ker druge možnosti nismo imeli (npr. cementacija v mešanici H_2 in čistega CO), smo to pot opustili.

Drugi način je bil pretalitev čistega švedskega Fe v vakuumu z dodatkom ustrezne količine ogljika. V keramičnem lončku smo v indukcijski peči in v vakuumu pretalili okoli 1 kg čistega Fe z ustreznim dodatkom ogljika. Dobili smo torej precej majhen kos taline s sestavo:

0,83 % C
0,0023 % N

Jeklo je bilo torej točno eutektoidne sestave, z zadovoljivo nizko izhodno vsebnostjo dušika. Zanimivo pa je, da se je kljub vakuumu pri pretaljevanju količina dušika nekoliko povečala.

4. Priprava vzorcev

Zaradi lunckerja smo morali omenjeni mali ingot razrezati in iz kompaktnih delov izrezati in izbrusiti ploščice, debeline 6 mm in širine okoli 15 mm. Da bi se izognili eventualni mikroporoznosti, smo ploščice hladno izvaljali na debeline 4 mm.

Fino brušene ploščice smo nato nitrirali v mešanici, približno 50 % N_2 in 50 % NH_3 pri temperaturi 570°C. Časi so bili 1, 6,24, 48 in 90 ur. Po pobrušenju bele spojinske plasti smo nitrirane ploščice homogenizirali 48 ur pri temperaturi 570°C.

Ker smo imeli premalo vzorcev za kontrolo homogenizacije (morali bi skoblati ostanke plasti od površine navznoter in analizirati N), smo le-to izvršili z merjenjem mikrotrdot. Pri vzorcih, ki smo jih nitrirali 1 in 6 ur, ni bilo opaziti bistveno trše nitrirne plasti; pri ostalih, dalj časa nitriranih vzorcih, pa smo z merjenjem mikrotrdot jasno odčitali tršo nitrirano plast. Tik pod površino so bile trdote okoli 370 do 400 HV, ki so v notranjost padle na 220 do 250 HV. Po homogenizacijskem žarjenju so bile v vseh vzorcih trdote enake skozi vso debelino, zato smo domnevali, da je bila homogenizacija N zadovoljiva. (Pri metalografskih raziskavah po mehkih žarjenjih smo kljub temu opazili določene manjše strukturne razlike med zunanjim in notranjim delom vzorcev).

Povprečne količine N v vzorcih pred zaključnimi preizkusi mehkega žarjenja so bile take:

Oznaka vzorca	% N
0	0,0023
1	0,0087
2	0,015
3	0,043
4	0,066
5	0,15

Vzorec z oznako 0 ni bil nitriran, ostali, 1 do 5, pa različno dolgo.

Zaradi enake izhodne strukture smo vse vzorce pred mehkim žarjenjem normalizirali.

5. Mehka žarjenja

Mehka, sferoidizacijska žarjenja smo izvršili po klasičnem postopku, to je izotermično na 680°C različne čase, 10, 25 in 50 ur. Temperatura je nekoliko nizka iz naslednjega vzroka: V prvem delu te raziskave, ko smo mehka žarjenja izvajali na 700°C, smo opazili pri nekaterih dolgo žarjenih vzorcih, da je struktura začela prehajati v dvofazno — opaziti je bilo otočke transformiranega avstenita. Kaže, da dušik znižuje Ac_1 točko, zato smo se odločili za nekoliko nižjo temperaturo, kot je sicer optimalna za izotermično žarjenje.

En preizkus smo izvršili tudi s počasnim ohlajanjem iz avstenitnega področja, in sicer s hitrostjo 10°C/h od 750 do 600°C.

6. Rezultati mehkega žarjenja

Po mehkih žarjenjih (680°C, 10, 25, 50 ur) smo stopnjo sferoidizacije pregledovali s svetlobnim mikroskopom. Kot smo že omenili, smo pri metalografskih pregledih ugotovili manjše ali večje strukturne razlike med podpovršinskimi področji in sredinami vzorcev, kar kaže, da homogeniziranje dušika čez celotne preseke vzorcev le ni bilo popolno. Kvantitativna ocena stopnje sferoidizacije zato ni popolna. Razen tega je iz strukturnih slik razvidno, da sferoidizacija ne poteka enakomerno v vseh strukturnih področjih, deli strukture so popolnoma sferoidizirani, zraven pa področja s še jasno lamelarno strukturo. Vzrok je gotovo v predhodni lamelarni strukturi, ki je imela področja s tanjšimi in debelejšimi cementitnimi lamelami. Rezultati stopenj sferoidizacije in vpliva dušika, ki sledijo, temelje torej na vizualni mikroskopski oceni. Kolikor je bilo mogoče, tudi metalografske slike predstavljajo povprečje strukturnih značilnosti.

Na slikah 23 do 28 so predstavljene strukture po 10-urnem mehkem žarjenju. Začetke sferoidizacije pri vzorcu 0 z najnižjim N (slika 23) je že opaziti, vendar pa jo je kvantitativno težko oceniti, ker so področja s popolno ali delno sferoidizacijo, pa tudi še s čisto lamelarno strukturo. Pri vzorcih 1, 2 in 3 s stopnjevano večjo količino N (slike 24 do 26) je vidna večja stopnja sferoidizacije, medtem, ko je pri vzorcu 5 z najvišjo količino N (slika 28) sferoidizacija najmanjša, oziroma je skorajda ni opaziti.

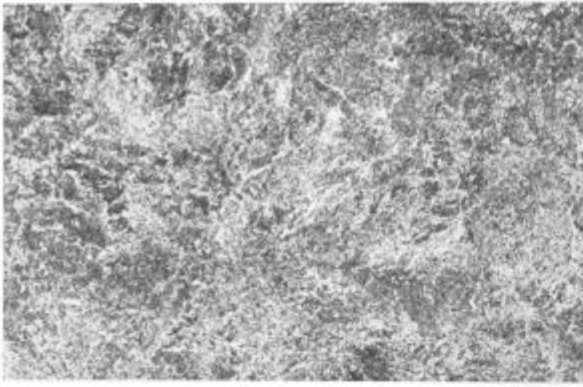
Na slikah 29 do 34 so prikazane še sferoidizacijske strukture po 25-urnem žarjenju. Jasno so tudi opazne razlike med strukturami vzorcev z različnimi količinami dušika. Najbolj normalno sferoidizirani strukturi imata vzorec 0 in 1 (0,0023 in 0,0087 % N), lamele se preoblikujejo v drobna sferična zrna cementita. Pri ostalih strukturah vzorcev z več N (2, 3, 4, 5) je opaziti, da poteka sferoidizacija vedno bolj v groba cementitna zrna manj sferičnih oblik, kot pri vzorcih z manj dušika. Struktura ni enakomerna sferoidizirana. Očitno pa je, da manjše količine dušika pospešujejo sferoidi-

zacija, večje količine N, kot je primer pri vzorcih 4 in 5, pa povzročajo obnormalno strukturo, ki sestoji iz lamel, drobnih in bolj grobih zrn cementita in polj ferita.

Po 50 urah žarjenja sferoidizacija ni bistveno napredovala, pri jeklu 0 z najmanj dušika je komaj približno 70-odstotna. To potrjuje podatke iz literature, da je napredovanje sferoidizacije odvisno od logaritma časa¹, obenem pa tudi rezultate Chojnovskega in Tegarta², ki sta prav tako delala preizkuse z nelegiranim evtektoidnim jeklom in ugotovila 90-odstotno sferoidizacijo pri izotermičnem žarjenju pri 700°C šele po 500 urah. Ponovno pa je opaziti, da manjše in srednje količine dušika pospešujejo sferoidizacijo, značilna primera za to sta jekli 2 in 3 z 0,015 in 0,043 % N, pri katerih je sferoidizacija občutno močnejša, čeprav je tudi v teh primerih opazno, da dušik povzroča določeno abnormalnost v strukturi — perlit se ne preoblikuje v drobna sferična cementitna zrna, temveč v zrna nedoločenih oblik. Večje količine dušika te nenormalnosti v strukturi še povečajo, obenem pa zavro sferoidizacijo. Po literaturnih podatkih (vendar le za čiste Fe-N sestave) je 680°C topnega v alfa Fe okoli 0,07 % N, zato je verjetno, da višji dušik, izločen v obliki Fe_4N , vpliva na potek sferoidizacije.

7. Ohlajanje iz avstenitnega področja

V prvem delu te raziskave smo ugotovili, da medkritično žarjenje (žarjenje med Ac_1 in Ac_3 , kar velja za padevtektoidna jekla) in počasno ohlajanje (15 in 7,5°C/h) ni dalo ustreznih rezultatov glede stopnje sferoidizacije. Ogljik se je izločal v pretežno lamelarno strukturo. Poskus smo ponovili tudi z jekli v tej raziskavi, torej z evtektoidnimi jekli z različnimi količinami dušika (jekla z evtektoidno sestavo nimajo medkritičnih temperatur, temveč nad Ac_1 popolno premenijo v avstenit). Vzorce vseh jekel smo segreti na 760°C v avstenitno področje in jih ohlajevali s hitrostjo 10°C/h do 600°C. Najbolj značilne strukture vzorcev 0, 2, 4 in 5 so prikazane na slikah 35 do 38. Struktura jekla 0 (slika 35) z najmanj dušika je normalno lamelarna brez večjih sledi sferoidizacije. Strukture jekel z več dušika (slike 36, 37 in 38) pa so delno ali že popolnoma nenormalne, niti sferoidizirane niti popolnoma lamelarne. Podobne so strukturam, ki jih imenujemo »spaçene« in so se včasih zelo pogosto pojavljale v cementacijskih jeklih v naogljčeni plasti tik pod površino. nZačilnost take spačene strukture je, da se centit izloča le delno v lamelarni perlit, večinoma pa v grobe delce deregularnih oblik, po kristalnih mejah ali pa tudi ne, obdaja jih pa ferit. Ni nam znano, ali je bil kdaj problem spačenih struktur v cementacijskih jeklih raziskan, vendar so strukture, ki jih omenjene slike prikazujejo, popolnoma identične z znanimi spačenimi strukturami v cementiranih jeklih.

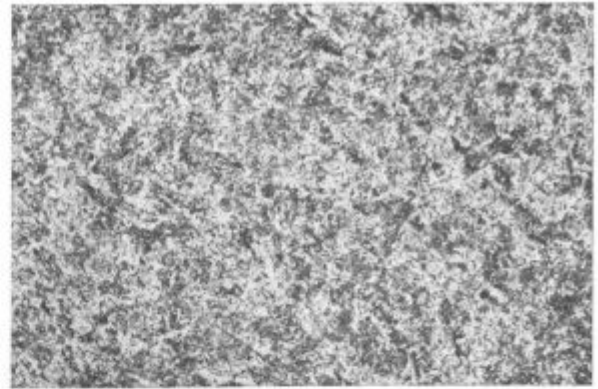


Slika 23

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 0 (0,0023 % N) (200 ×)

Fig. 23

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 0 (0.0023 % N) (200 ×)

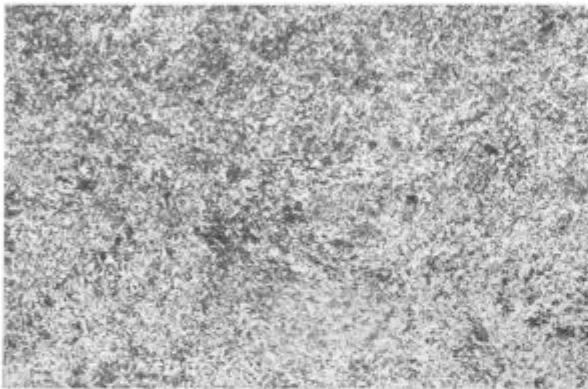


Slika 24

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 1 (0,0087 % N) (200 ×)

Fig. 24

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 1 (0.0087 % N) (200 ×)

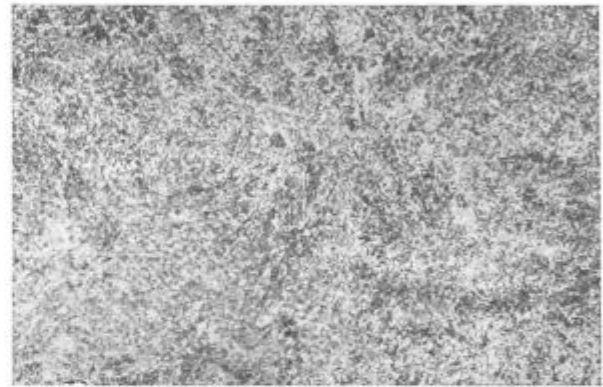


Slika 25

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 2 (0,015 % N) (200 ×)

Fig. 25

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 2 (0.015 % N) (200 ×)

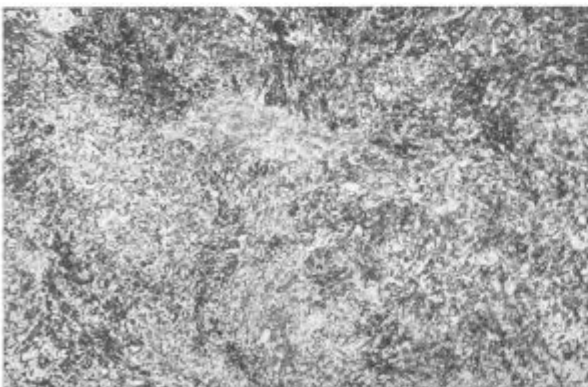


Slika 26

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 3 (0,043 % N) (200 ×)

Fig. 26

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 3 (0.043 % N) (200 ×)

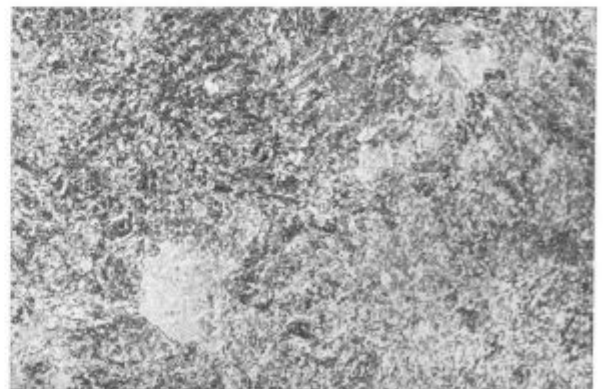


Slika 27

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 4 (0,066 % N) (200 ×)

Fig. 27

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 4 (0.066 % N) (200 ×)

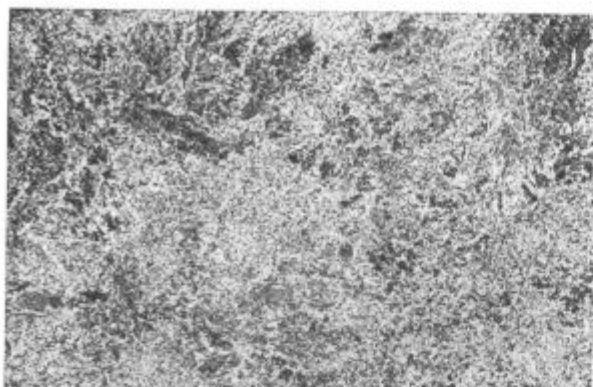


Slika 28

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 5 (0,15 % N) (200 ×)

Fig. 28

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 5 (0.15 % N) (200 ×)

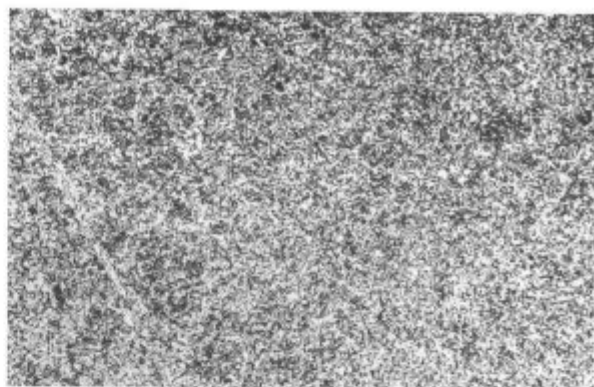


Slika 29

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 0 (0,0023 % N) (200 ×)

Fig. 29

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 0 (0.0023 % N) (200 ×)

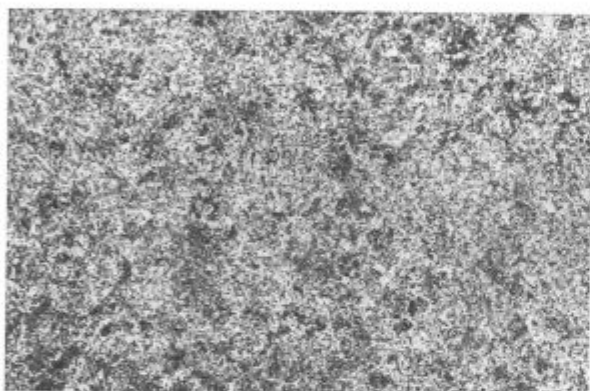


Slika 30

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 1 (0,0087 % N) (200 ×)

Fig. 30

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 1 (0.0087 % N) (200 ×)

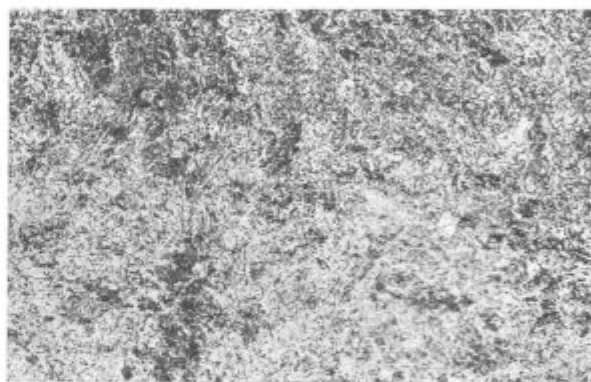


Slika 31

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 2 (0,015 % N) (200 ×)

Fig. 31

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 2 (0.015 % N) (200 ×)

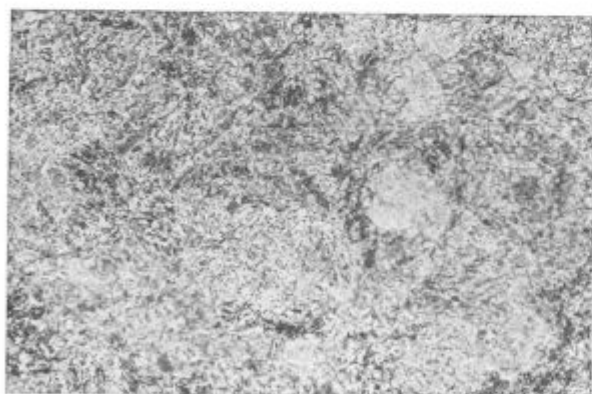


Slika 32

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 3 (0,043 % N) (200 ×)

Fig. 32

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 3 (0.043 % N) (200 ×)

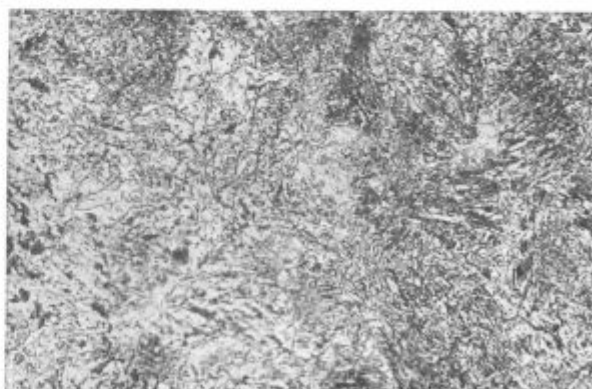


Slika 33

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 4 (0,066 % N) (200 ×)

Fig. 33

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 4 (0.066 % N) (200 ×)



Slika 34

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 5 (0,15 % N) (200 ×)

Fig. 34

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 5 (0.15 % N) (200 ×)

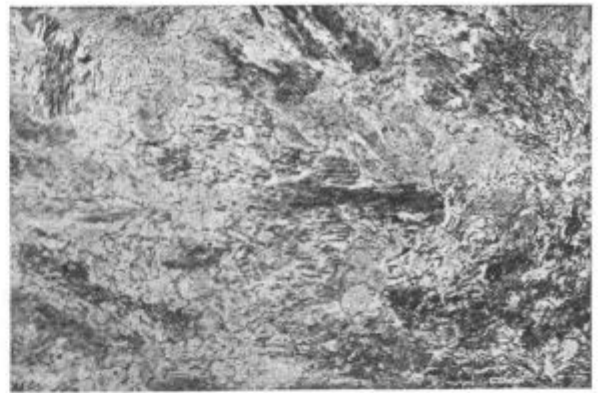


Slika 35

Ohlajanje iz avstenitnega področja, vzorec 0, hitrost 10°/h (200 ×)

Fig. 35

Cooling from austenitic region, sample 0, rate 10°/h (200 ×)

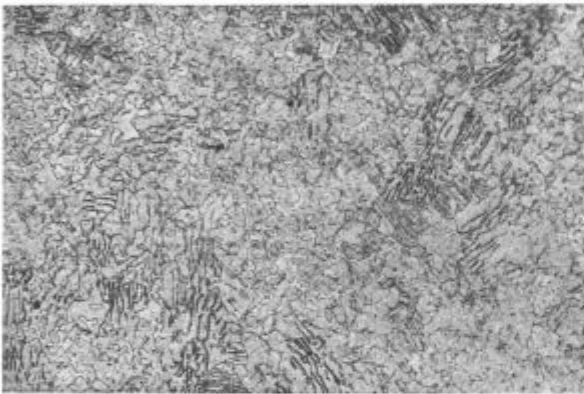


Slika 36

Ohlajanje iz avstenitnega področja, vzorec 2, hitrost 10°/h (200 ×)

Fig. 36

Cooling from austenitic region, sample 2, rate 10°/h (200 ×)

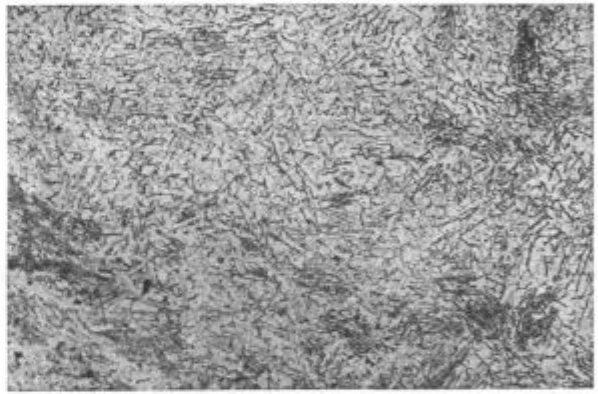


Slika 37

Ohlajanje iz avstenitnega področja, vzorec 4, hitrost 10°/h (200 ×)

Fig. 37

Cooling from austenitic region, sample 4, rate 10°/h (200 ×)



Slika 38

Ohlajanje iz avstenitnega področja, vzorec 5, hitrost 10°/h (200 ×)

Fig. 38

Cooling from austenitic region, sample 5, rate 10°/h (200 ×)

Značilno je, da se v jeklih 0 in 1, ki vsebujeta 0,0023, oziroma 0,0087 % N, pojavlja normalna lamelarna perlitna struktura, medtem ko je že v jeklu 2 (0,015 % N) opaziti področja s spačeno strukturo (slika 36). V jeklu 4 z 0,066 % (slika 37) je večina strukture že spačene, prav tako pa tudi v jeklu 5, pri katerem so v feritu že jasno vidne iglice izločenega nitrida Fe₄N. Na osnovi tega lahko sklepamo, da je nedvoumen vpliv dušika na tvorbo transformacijske strukture v tem smislu, da N povzroči nastajanje grobih, nepravilno oblikovanih zrn cementita. Kakršnakoli razlaga tega pojava v okviru te raziskave bi bila hipotetična.

Zelo verjetno je, da je ta pojav povezan tudi s posebnim oblikovanjem sferoidizirane strukture vzorcev v jeklih, ki imajo več dušika, kar smo omenili v prejšnjem poglavju.

D. SKLEPI

1. Talino iste matične sestave smo z nitriranjem in homogeniziranjem razdelili v šest talin, ki v sičen enaki sestavi vsebujejo od 0,003 % N do 0,032 % N. Pri preizkusih izotermičnega žarjenja na 700° C ni bilo mogoče ugotoviti nikakršnih razlik v hitrosti sferoidizacije. Na osnovi ugotovitev iz strokovne literature sklepamo, da se dušik veže v Si ali SiMn nitrid in v taki obliki ne more vplivati na sferoidizacijo.

2. Krom v jeklu zavira sferoidizacijo, že manjše količine Cr (do pribl. 1 % Cr) upočasnijo sferoidizacijo pri izotermičnem žarjenju na 700° C za več kot 100 %.

3. Sferoidizacija s počasnim hlajenjem iz interkričnega temperaturnega območja (med A₁ in A₃ točko) je predmet mnogih raziskav in tudi ugotov

vitev, da s tem lahko skrajšamo mehko žarjenje in racionaliziramo ta postopek toplotne obdelave jekla. Z našimi preizkusi teh ugotovitev ne moremo potrditi. Tudi pri zelo majhni ohlajevalni hitrosti — $7,5^{\circ}\text{C/h}$ — se je cementit izoblikoval v pretežno lamelarni obliki.

4. Hladna deformacija pred mehkim žarjenjem močno pospeši sferoidizacijo. Za prakso mehkega žarjenja bi veljala ugotovitev, da je to edini način pospešitve sferoidizacije, ki dejansko v celem redu velikosti skrajša to toplotno obdelavo.

S taljenjem zelo čistega železa z dodatkom ogljika smo dobili zelo čisto evtektoidno Fe-C zlitino z zelo nizko vsebnostjo dušika (0,0023 % N). Več vzorcev te zlitine smo nitrirali različne čase in jih nato homogenizirali 48 ur pri 570°C . Zraven nitriranega vzorca z 0,0023 % N smo tako dobili še 5 vzorcev istega matičnega jekla z naslednjimi količinami dušika: 0,0087, 0,015, 0,043, 0,066 in 0,15 % N. Nato smo izvršili sferoidizacijska mehka žarjenja pri 680°C , in sicer 10, 25 in 50 ur. Potek sferoidizacije in pri tem vpliv dušika smo zasledovali metalografsko. Naredili smo tudi preizkus počasnega ohlajevanja iz avstenitnega področja. Rezultate lahko sklenemo takole:

5. Sferoidizacija pri 680°C poteka pri jeklu z nizkim N zelo počasi, tudi po 50 urah je sferoidizirane največ 70 % strukture. Lamele perlita se preobrazijo v drobne kroglice cementita.

6. Nekoliko večje količine dušika (vzorca 1 in 2 z 0,0087 in 0,015 % N), ki so še normalne za tehnična jekla, pospešujejo sferoidizacijo, vendar je nastala struktura manj jasno krogličasta.

7. Večje količine N (0,043 do 0,15 %) ponovno zavrejo sferoidizacijo, obenem pa povzročijo določene nenormalnosti v strukturi, npr. mešanico drobnih in bolj grobih cementitnih delcev, nesferične oblike teh delcev, polja ferita itd.

8. Pročasnno ohlajanje iz avstenitnega področja (10°C/h) ne pospeši sferoidizacije. Pri jeklih z nizkim dušikom nastaja normalna lamelarna struktura.

9. Pri jeklih z več dušika (0,015 % in več) pa postaja struktura po počasnem ohlajanju iz avstenita vedno bolj spačena. Cementit se delno skeplja v grobe delce nedoločeni oblik, ki jih obdaja ferit.

10. Rezultati te naloge kažejo, da je še vedno najbolj aktualna hladna deformacija pred mehkim žarjenjem, ki edina zelo učinkovito pospeši sferoidizacijo. V svetu tudi zelo iščejo poti v nekaterih vrstah termomehanske vroče predelave, vendar je vprašanje, če imamo za to tudi tehnične možnosti.

Literatura

1. H. J. Köstler: Mathematische Beschreibung der Bildung von globularem Zementit in Stahl Cq 35 in Abhängigkeit von Kaltverformung, Glüh Temperatur und Glühdauer, Arch. f. d. Eisenhüttenwesen, 46, (1975), št. 3, marec, str. 229—233.
2. E. A. Chojnowski, W. J. McG. Tegart: Accelerated Spheroidization of Perlite, Metal Science Journal, 1968, vol. 2, str. 14—18.
3. O. D. Cherby in sodel.: Development of Fine Spheroidized Structures by Warm Rolling of High Carbon Steels, Trans. of the ASM, 1969, vol. 62, str. 575—580.
4. J. L. Robbins in sodel.: Accelerated spheroidization of eutectoid steels by concurrent deformation, Journal of the Iron and Steel Institute, oktober 1964, str. 804—807.
5. H. Paqueton, A. Pineau: Acceleration of pearlite spheroidization by thermomechanical treatment, Journal of the Iron and Steel Institute, december 1971, str. 991—998.
6. G. T. Eldis: Accelerated annealing of high hardenability carburizing steels, J. Metals, marec 1978, str. 5—10.
7. K. M. Vedula, R. W. Heckel: Spheroidization of Binary Fe-C Alloys over a Range of Temperatures, Metallurgical Transactions, 1970, vol. 1, str. 9—18.
8. R. W. Heckel, R. L. DeGregorio: The Growth and Shrinkage Rates of Second-Phase Particles of Various Size Distributions, Trans. of the Metal Society of AJME, vol. 233, nov. 1965, str. 2001—2011.
9. G. P. Airey in sodel.: The Growth of Cementite Particles in Ferrite, Trans. of the Metal Society of AJME, vol. 242, sept. 1968, str. 1853—1863.
10. C. Pavlidis in sodel.: Zementiteinformung und Stahleigenschaften, Draht, 30, 1979, 6, str. 343—348.
11. A. K. Gogia, A. M. Gokhale: Spheroidization of Pearlite, Metal Transactions A, junij 1980, vol. 11 A, str. 1077—1080.
12. G. Langenscheid: Der Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die Rekristallisation unberuhigten Tiefziehtahles, Arch. Eisenhüttenwesen, 50, 1979, št. 10, okto., str. 443—448.
13. E. O. Hall: Yield point phenomena in metals and alloys, 1970, str. 68—71.
14. H. J. Eckstein: Wärmebehandlung von Stahl, VEB 1971, str. 242—244.
15. W. Roberts in sod.: Precipitation of silicon nitrides and manganese-silicon nitrides in steel, Journal of the Iron and Steel Institute, dec. 1972, str. 931—937.

ZUSAMMENFASSUNG

Das Grundthema dieser Untersuchung war die Einformung der Karbide beim Weichglühen von Stahl, wobei der Einfluss einiger Legierungselemente wie auch verschiedener Weichglühtechnologien studiert worden ist. Es ist festgestellt worden, dass der Stickstoff in technischen Stählen, die nitridbildende Elemente wie Al, Si, Mn... enthalten, auf die Karbideinformungsgeschwindigkeit keinen Einfluss hat. Im Gegenteil kann der Stickstoff wenn er in Überschuss enthalten und noch in harten Lösung ist, in kleineren Mengen die Einformung der Karbide beschleunigen, kann aber andererseits auch ein unförmliches Gefüge verursachen. Ein solches Gefüge besteht aus grossen Karbidteilchen und grösseren Ferritfeldern.

Chrom hemmt die Einformung von Karbiden, in Mengen bis zu 1% Cr oder mehr, und kann die Glühzeit auch bis zu 100% verlängert werden.

Das interkritische Glühen mit langsamer Abkühlung von diesen Temperaturen hat keine genügend wirksame Einformung der Karbide zur Folge.

Eine Kaltverformung vor dem Weichglühen beschleunigt stark die Karbideinformung. Für die praktische Weichglühtechnologie kann festgestellt werden, dass die Kaltverformung die einzige Art zur Beschleunigung der Karbideinformung darstellt, welche tatsächlich in ganzer Grössenordnung die Zeit dieser Wärmebehandlung verkürzt.

SUMMARY

Basic point of the investigation was the spheroidisation of steel where the influence of some alloying elements and the way of soft annealing were studied. It was found that nitrogen in technical steel containing nitride forming elements (Al, Si, Mn, etc) does not influence the spheroidisation rate. On contrary, in steel not containing those elements or with the excess nitrogen in solid solution, the nitrogen can influence in small quantities on the acceleration of the spheroidisation, and on the other side it can cause «the distorted structure». Such a structure consists of coarse carbide particles and greater ferrite areas.

Chromium retards the spheroidisation, in amounts up to 1% or more the soft annealing time can be prolonged even for 100%.

Intercritical annealing and slow cooling from those temperatures does not cause enough effective spheroidisation.

Cold deformation before soft annealing highly accelerates the spheroidisation. For practical soft annealing is valid that this is the only method to accelerate the spheroidisation, and actually the period of this heat treatment is thus reduced for the whole order of magnitude.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основная тема исследований представляла сфероидизация сталей. При этом изучали влияние некоторых легирующих элементов, также способ выполнения неполного отжига. Установлено, что азот в технических сталях, которые содержат нитридообразующие элементы (Al, Si, Mn...) не влияет на быстроту сфероидизации. Наоборот в сталях без содержания этих элементов но имея избыток азота, который еще находится в твердом растворе может, при небольших количествах влиять на ускорение сфероидизации. С другой стороны же может вызвать возникновение

«изуродованной структуры». Такая структура состоит из грубых частиц карбидов и более крупных полей феррита.

Хром как сплавный элемент замедляет сфероидизацию. При содержании до и свыше 1% время неполного отжига может быть продолжено даже и на 100%.

Межкритический отжиг и медленное охлаждение с этих температур не вызывает достаточно существенную сфероидизацию. Можно сказать, что единственный способ ускорения сфероидизации представляет выполнение неполного отжига с всеми оттенками этой термической обработки.