

Svojstva i ponašanje metala i legura u proizvodnim procesima i u toku eksploatacije zavise od sastava, strukture, načina prerađivanja i termičke obrade kojoj mogu biti podvrgnuti. Važna mehanička svojstva kao što su zatezna čvrstoća, napon tečenja, tvrdoća, žilavost i plastičnost mogu se poboljšati, kao što smo videli, promenom hemijskog sastava – legiranjem, promenom veličine metalnog zrna, ali na njima se može uticati i promenom strukture i stvaranjem novih faza u procesima termičke obrade.

Termičkom obradom nazivaju se procesi koji se sastoje od zagrevanja do kritičnih temperatura, držanjem na tim temperaturama određeno vreme, a zatim hlađenje određenim načinom i brzinom.

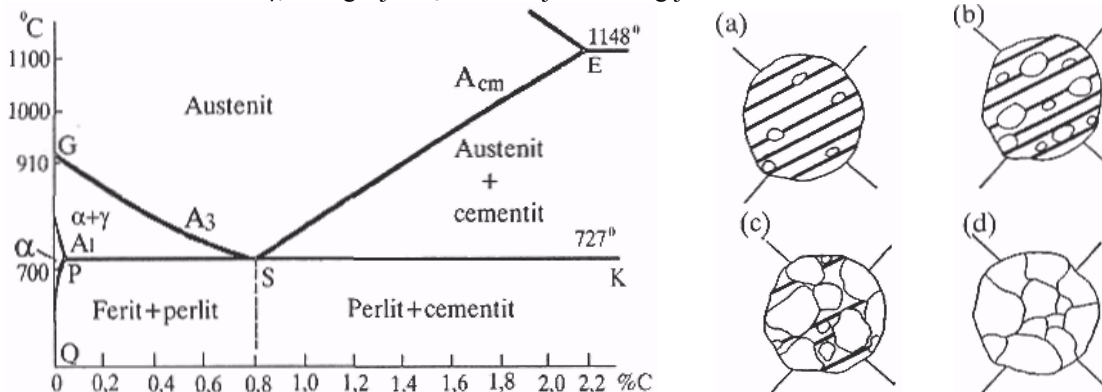
Jedan od najrasprostranjenih primera poboljšanja svojstava je termička obrada čelika. Promena strukture i stvaranje novih faza u procesu termičke obrade čelika događa se u čvrstom stanju, a bazira se na: svojstvu polimorfije železa, na promeni rastvorljivosti ugljenika i legirajućih elemenata u rešetki železa i na sposobnosti atoma da se difuzno sele na povišenim temperaturama.

U ovom poglavlju biće razmotrene promene mikrostrukture u sistemu železo-ugljenik, kao i tehnologije procesa termičke, termomehaničke i termohemijske obrade čelika.

10.1. FAZNE TRANSFORMACIJE U SISTEMU ŽELEZO-UGLJENIK

10.1.1. Fazne transformacije pri zagrevanju

Transformacija perlita u austenit pojavljuje se u procesu zagrevanja čelika kod mnogih termičkih obrada. Prema dijagramu stanja Fe-Fe₃C, (sl.10.1) eutektoidni čelik 0,8%C, ima perlitnu strukturu (lamelle ferit + cementit). U procesu zagrevanja do temperature A_{C1}¹ (linija PSK, 727°C) rastvara se manja količina cementita u feritu po liniji PQ. Daljim zagrevanjem preko temperature A_{C1} na granicama feritne i cementitne faze obrazuju se mala zrna austenita, (sl.10.1a) u kojima je rastvoren ugljenik. Dalje, ova obrazovana zrna rastu uz stvaranje novih zrna austenita, a proces razlaganja cementita se nastavlja, (sl.10.1 b i c). Proces transformacije perlita u austenit se završava kada se bivše perlitno zrno ispuni austenitnim zrnima, (sl.10.1d). Obrazovana zrna austenita nisu homogena u pogledu sadržaja rastvorenog ugljenika, pa je potrebno neko dodatno vreme da bi se izvršila homogenizacija austenitnih zrna. Prema tome, transformacija perlita u austenit nastaje usled alotropskih promena rešetke železa $\alpha \rightarrow \gamma$, razlaganja Fe₃C i difuzije atoma ugljenika.



Slika 10.1. Deo dijagrama stanja Fe-Fe₃C i šematski prikaz obrazovanja austenitnih zrna u procesu zagrevanja.

Zagrevanjem podeutektoidnih čelika, strukture ferit + perlit, proces austenitizacije počinje pri dostizanju temperature u kritičnoj tački A_{C1} (linija PS, temperatura 727°C) perlit transformiše u austenit i obrazuje se struktura ferit + austenit. Daljim zagrevanjem ferit se postepeno transformiše u austenit i dostizanjem temperature koja odgovara kritičnoj tački A_{C3} (linija GS), struktura čelika postaje austenitna.

Pri zagrevanju nadeutektoidnih čelika, struktura perlit + cementit, dolazi do analogne transformacije, s tom razlikom što se ovde cementit potpuno transformiše u austenit pri dostizanju temperature u kritičnoj tački A_{Cm} (linija SE).

Brzina transformacije feritno-cementitne strukture u austenit, pored temperature zagrevanja, zavisi i od veličine njihovih lamela. Što su lamelle ferita i cementita tanje, to se brže obrazuju jezgra austenita i proces austenitizacije je brži.

¹ Oznake kritičnih tačaka pri zagrevanju A_{C1}, A_{C3} i A_{Cm}. A – od francuske reči *arrêt* – zastoj i C – od francuske reči *choffage* – zagrevanje.

Sadržaj ugljenika u čeliku takođe ima uticaja na brzinu procesa austenitizacije. Što je veći sadržaj ugljenika, to se proces brže odvija. Legirajući elementi u čeliku: hrom, molibden, volfram, vanadijum i drugi karbidoobrazujući elementi usporavaju proces austenitizacije, zbog teže rastvorljivosti karbida legirajućih elemenata u austenitu. Sadržaj rastvorenih legirajućih elemenata u austenitu nije ujednačen. Proces homogenizacije austenita, koji sadrži legirajuće elemente, nešto duže traje jer je difuzija atoma legirajućih elemenata u rešetki γ -Fe znatno sporija u odnosu na ugljenik.

10.1.2. Razlaganje pothlađenog austenita. (Dijagram izotermalne transformacije austenita)

Razlaganje austenita događa se samo na temperaturama nižim od 727°C (kritična tačka A_{r1}^2). Za opisivanje kinetike transformacije pothlađenog austenita koriste se eksperimentalno dobijeni dijagrami vreme–temperatura–stepen razlaganja, ili dijagrami izotermalne transformacije pothlađenog austenita, tj. razlaganja austenita pri konstantnoj temperaturi. U literaturi ovi dijagrami su poznati pod nazivom TTT (*time–temperature–transformation*).

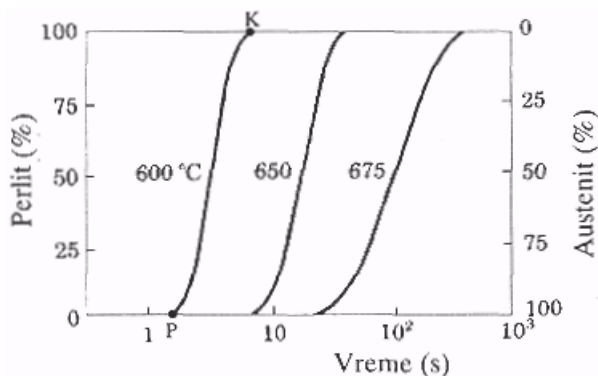
Za izučavanje procesa izotermalne transformacije austenita potrebno je uzorke čelika zagrevati do temperatura koje odgovaraju stabilnom austenitu (iznad kritične tačke), a zatim brzo hladiti do temperatura koje su niže od kritične tačke A_{r1} , tj. do temperatura na kojima se obavlja transformacija austenita na pr. 600°C , 500°C , 400°C itd., i držati uzorke čelika na tim temperaturama različito vreme, tj. do potpune transformacije austenita.

Proces transformacije austenita na konstantnoj temperaturi može se prikazati eksperimentalno dobijenom krivom, (sl.10.2), na osnovu koje se može oceniti količina transformisanog austenita u zavisnosti od vremena koje je proteklo od početka hlađenja pothlađenog austenita. U toku nekog vremenskog intervala, od početka procesa pa do tačke P, kako se to vidi na slici 10.2, ne dolazi do transformacije austenita. Ovo vreme naziva se *inkubacioni period*.

Po isteku ovog perioda počinje transformacija austenita u feritno–cementitnu strukturu. Tokom vremena količina transformisanog austenita raste. Potpuna transformacija austenita završava se po isteku nekog vremena (tačka K).

Prema tome, možemo zaključiti da je za transformaciju austenita u feritno–cementitnu strukturu na nekoj konstantnoj temperaturi potrebno da protekne neko određeno vreme.

Na osnovu eksperimentalnih krivih dobijenih ispitivanjem za više temperatura pothlađivanja t_1 , t_2 , t_3 ... t_n , može se konstruisati dijagram izotermalne transformacije austenita ili TTT dijagram.



Slika 10.2. Eksperimentalno dobijene krive izotermalne transformacije austenita u perlit (ferit + cementit), za ugljenični čelik sa 0,8%C u funkciji vremena i temperature.

Vreme početka transformacije (tačke P_1 , P_2 , P_3 ... P_n) i vreme završetka transformacije (tačke K_1 , K_2 , K_3 ... K_n), za svaku temperaturu prenesemo na dijagram, tako što na apscisnu osu nanosimo vreme u logaritamskim koordinatama ($\ln t$), a na ordinatu temperaturu na kojoj se odvija transformacija u $^{\circ}\text{C}$. Tačke P (vreme početka transformacije) i tačke K (vreme završetka transformacije) za svaku ispitivanu temperaturu transformacije austenita prenesu se na odgovarajuću temperaturu u dijagramu, a zatim tačke P_1 , P_2 , P_3 ... P_n spojimo, dobijamo krivu u dijagramu koja određuje početak transformacije austenita. Isto to uradimo i sa tačkama završetka transformacije tačke K_1 , K_2 , K_3 , ... K_n , i tako dobijamo krivu na dijagramu koja odgovara završetku transformacije austenita, (sl.10.3a).

² Oznaka za kritične tačke pri hlađenju A_{r1} . A–od francuske reci *arrêt*–zastoj i r–od francuske reci *roidissement*–hlađenje.

Oblast levo od krive početka transformacije austenita odnosi se na inkubacioni period. Duži inkubacioni period karakteriše stabilnost pothlađenog austenita na datoj temperaturi. Sa povećanjem temperature pothlađivanja stabilnost austenita brzo opada, dostiže minimum, a dalje sa smanjivanjem temperature ponovo raste. Na temperaturi odmah posle kritične tačke A_1 i temperature nešto iznad početka martenzitne transformacije M_p , austenit je veoma stabilan.

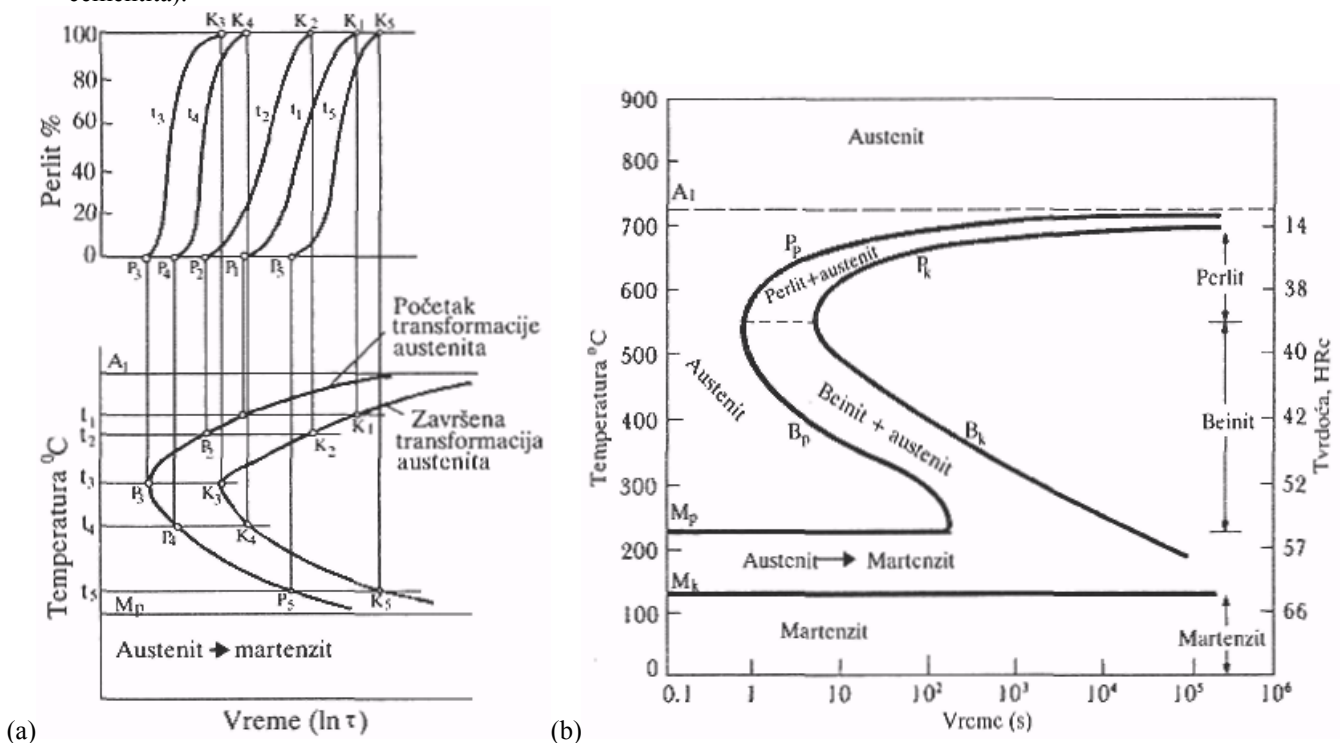
Pothlađivanjem austenita na temperaturi ispod temperature početka martenzitne transformacije M_p , difuzioni procesi se potpuno obustavljaju i obrazovanje strukture koja se sastoji iz ferita i cementita više nije moguće.

U tom slučaju dolazi do bezdifuzione transformacije austenita u jednu novu strukturu koja se naziva *martenzit*.

Ako se na dijagramu izotermalnog razlaganja austenita, (sl.10.3a), koji je karakterističan za eutektoidni čelik, zamene uslovno označene temperature tačnim podacima, dobijamo dijagram izotermalne transformacije austenita, kako je to prikazano na slici 10.3b.

U zavisnosti od stepena pothlađivanja austenita razlikuju se tri temperaturne oblasti transformacije: *perlitna oblast*, *međuoblast* (*oblast između perlitne i martenzitne oblasti*) i *martenzitna oblast*, (sl.10.3b).

Perlitna oblast kod ugljeničnih čelika nalazi se u temperaturnom intervalu od A_1 do temperature na kojoj je najmanja vrednost inkubacionog perioda ($\sim 550^\circ\text{C}$) ili „koleno“ krive. U ovoj oblasti dolazi pri razlaganju austenita do difuzionog seljenja atoma ugljenika i obrazovanja strukture koja se sastoji iz perlita (ferita + cementita).



Slika 10.3. (a) Šema konstruisanja dijagrama izotermalne transformacije austenita eutektoidnog čelika; (b) Dijagram izotermalne transformacije austenita eutektoidnog čelika (0,8%C), TTT–dijagram.

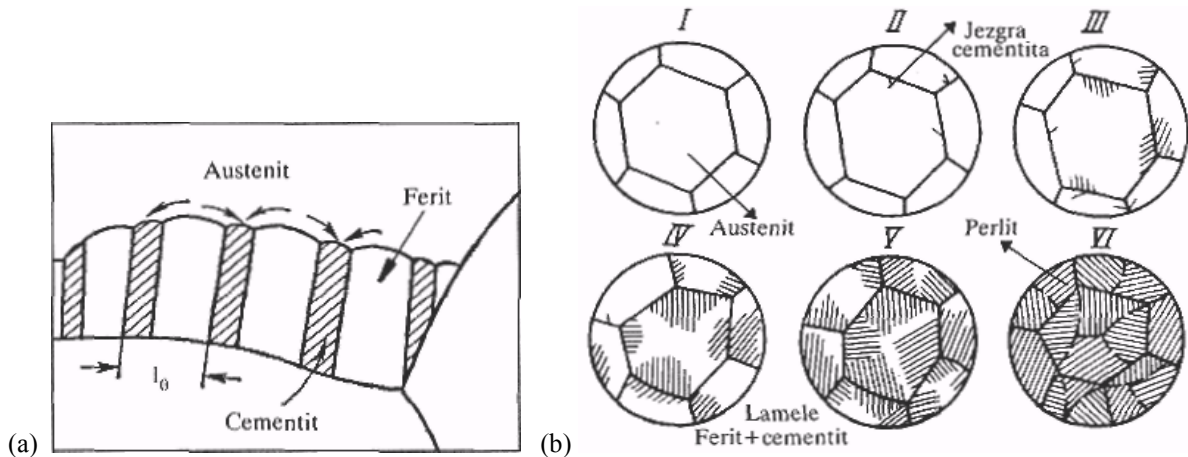
Međuoblast počinje od kolena krive ($\sim 550^\circ\text{C}$) i proteže se sve do temperatura početka martenzitne transformacije M_p . Ova oblast transformacije pothlađenog austenita svojstvena je perlitnoj (difuziono seljenje atoma ugljenika), kao i martenzitnoj (bezdifuzioni proces) transformaciji. Kao rezultat transformacije pothlađenog austenita dobija se struktura koja se naziva *beinit*.

Martenzitna oblast počinje od temperature početka martenzitnog preobražaja, a pothlađeni austenit bezdifuziono se transformiše u martenzitu strukturu (sl.10.3b).

10.1.3. Perlitna transformacija

Perlitna transformacija pothlađenog austenita obavlja se u temperaturnom intervalu od kritične tačke A_1 do kolena krive ($\sim 550^\circ\text{C}$) i ima kristalizirajući karakter, a započinje po difuzionom mehanizmu. Pre transformacije atomi ugljenika bivaju istisnuti iz rešetke $\gamma\text{-Fe}$. Istisnuti atomi ugljenika jedine se sa železom i obrazuju jedinjenje Fe_3C –cementit.

Prvo formirana jezgra cementita izdvajaju se na granicama austenitnih zrna i služe kao centri kristalizacije. Rast jezgara cementita proizlazi na račun difuzije atoma ugljenika iz okolnog austenita. Delovi austenitnog zrna, koje okružuju obrazovane lamele cementita, kad dovoljno osiromaše ugljenikom transformišu se u ferit, tako se naporedo sa stvaranjem lamela cementita stvaraju i lamele ferita, (sl.10.4a). Na ovaj način se u austenitnom zrnju formiraju kolonije lamela ferita i cementita, koje se vremenom povećavaju u dužini (lokalni rast), a njima se priključuju nove lamele paralelno već stvorenim (bočni rast), (sl.10.4b).



Slika 10.4. (a) Šematski prikaz formiranja perlita iz austenita; pravac difuzije atoma ugljenika pokazan je strelicama, (b) Šematski prikaz faza formiranja perlitnih zrna u austenitnom zrnju; I–austenitno zrno; II–obrazovanje centra kristalizacije cementita na granicama austenitnog zrna; III, IV i V–faze rasta obrazovanih lamela ferita i cementita i stvaranje perlitnog zrna.

Ovakav rast kolonija lamela ferita i cementita–perlitno zrno, traje sve do naslanjanja na susedna perlitna zrna, i odvija se sve do potpune transformacije austenitnog zrna u perlitna zrna (sl.10.4b).

Veličina perlitnih zrna je manja ukoliko je manje zrno pothlađenog austenita, i ukoliko je veći stepen pothlađivanja. Što je temperatura na kojoj se obavlja transformacija austenita niža, dobija se finija feritno–cementitna struktura, tj. manje je međulamelarno rastojanje l_0 , koje podrazumeva srednju vrednost debljine dve susedne lamele ferita i cementita, (sl.10.4a). Ukoliko su lamele ferita i cementita tanje, utoliko je veća tvrdoća, a manja žilavost i plastičnost perlita.

U zavisnosti od veličine i gustine pakovanja lamela ferita i cementita, u strukturi čelika eutektoidnog sastava, razlikuju se mikrostrukture: *perlit*, *sorbit* i *trustit* ili *grubi*, *fini* i *vrlo fini perlit*. Sve tri strukture obrazuju se pri razlaganju pothlađenog austenita difuzionim seljenjem atoma ugljenika pre transformacije austenita.

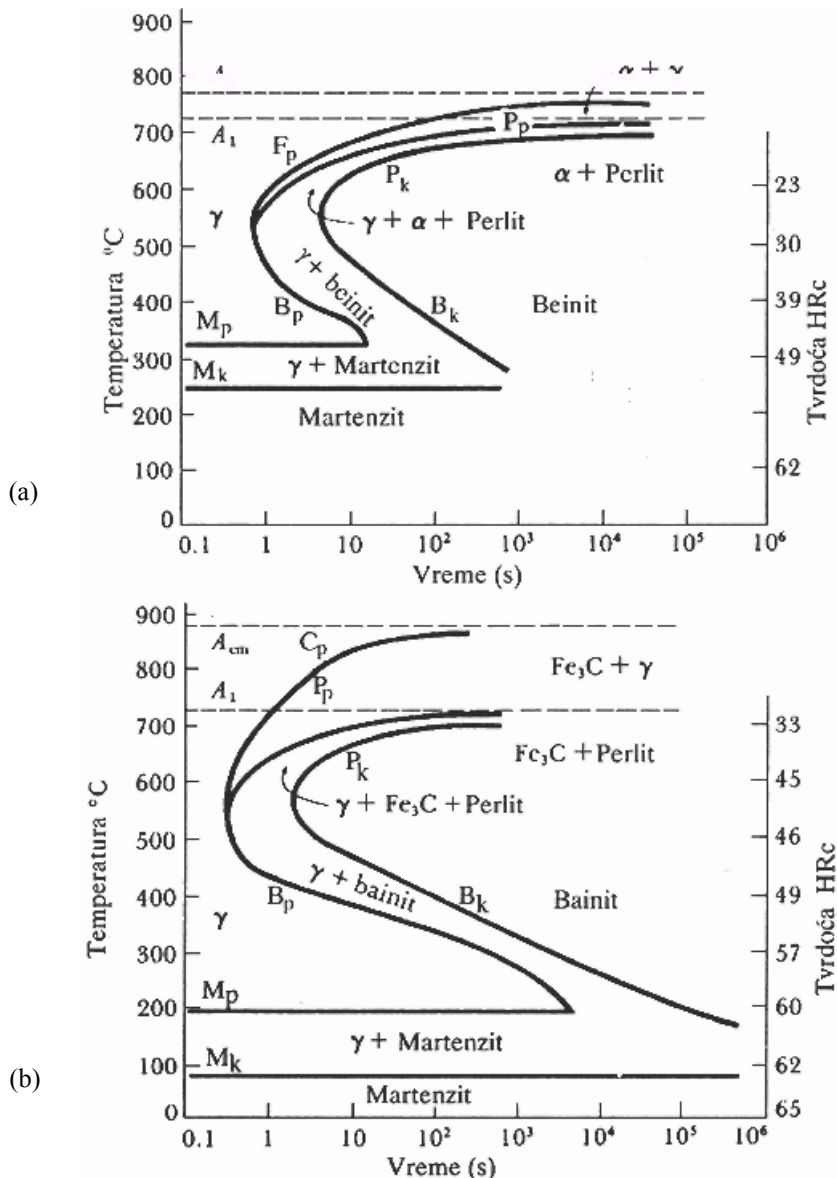
Perlitna struktura dobija se pri razlaganju austenita pri manjem stepenu pothlađivanja pri temperaturi $\sim 700^\circ\text{C}$ sa međulamelarnim rastojanjem $l_0 = 0,6\text{--}1,0\ \mu\text{m}$, a ima tvrdoću HBS = 180–250.

Ako se austenit pothladi do $\sim 650^\circ\text{C}$ i na toj temperaturi počinje razlaganje austenita, tada se obrazuju lamele ferita i cementita koje su tanje i gušće pakovane od lamela u perlitu, $l_0 \sim 0,25\text{--}0,3\ \mu\text{m}$. Ovako građena struktura naziva se *sorbit*. Tvrdoća sorbita je HBS = 250–350.

Pri pothlađivanju austenita do $\sim 550^\circ\text{C}$, obrazuju se veoma tanke i gusto pakovane lamele ferita i cementita, $l_0 = 0,1\text{--}0,15\ \mu\text{m}$. Ovako dobijena struktura naziva se *trustit*. Tvrdoća trustita je HBS = 350–450.

Pri izotermalnoj transformaciji austenita, podeutektoidnog čelika, u temperaturnom intervalu iznad kolena krive proces počinje izdvajanjem ferita na temperaturi ispod A_3 , što je na TTT dijagramu pokazano dodatnom linijom F_p (sl.10.5a), Pri temperaturi nižoj od A_1 , posle izdvajanja određene količine ferita, austenit se dalje transformiše u feritno–cementitnu strukturu. Povećavanjem stepena pothlađivanja (smanjenje temperature) smanjuje se količina izdvojenog ferita. Izdvajanje ferita se potpuno završava na „kolenu“ krive, a razlaganje austenita se dalje odvija bez izdvajanja ferita.

Izotermalna transformacija nadeutektoidnog čelika odvija se analogno, s tom razlikom što se umesto ferita izdvaja cementit, (sl.10.5b).



Slika 10.5. (a) Dijagram izotermalnog razlaganja austenita ili TTT–dijagram za podeutektoidni čelik; (b) Dijagram izotermalnog razlaganja austenita ili TTT–dijagram za nadeutektoidni čelik

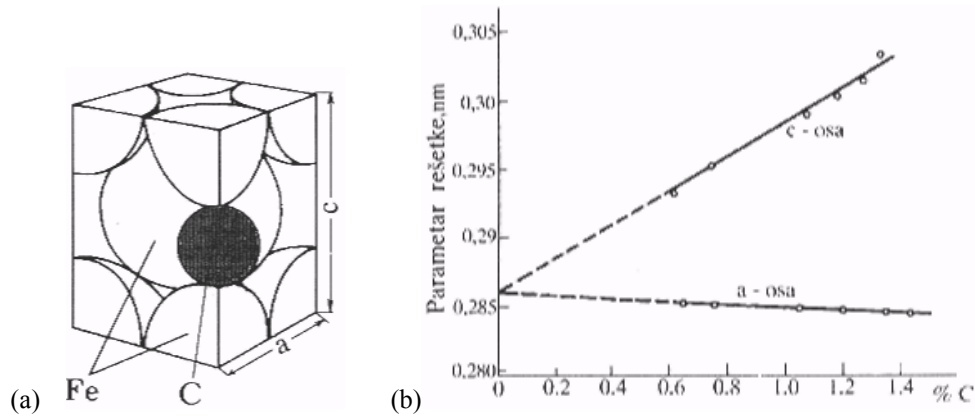
10.1.4. Martenzitna transformacija

Martenzitna transformacija nastaje kada brzina hlađenja stabilnog austenita dostigne vrednost kritične brzine, tako da se austenit bez prethodnog oslobađanja ugljenika transformiše u prezasićen α -čvrsti rastvor. Struktura čelika koja se dobija pri uslovima kritične brzine hlađenja naziva se *martenzit*. Martenzit je jednofazna struktura i predstavlja prezasićen čvrsti rastvor ugljenika i drugih legirajućih elemenata u α -Fe. Nastaje kao rezultat bezdifuzione transformacije austenita i zavisi samo od temperature, a ne i od vremena trajanja procesa.

Atomi ugljenika rastvoreni u KPC rešetki austenita, posle vrlo brzog hlađenja, ostaju prisilno rastvoreni u rešetki α -Fe, nesimetrično je proširuju i prevode u novu tetragonalnu zapreminski centriranu rešetku TZC. Prema tome, martenzit nastao transformacijom austenita, sa sadržajem ugljenika preko 0,15%, ima TZC rešetku kod koje je jedan parametar c veći od drugog a , i zadržanim ugljenikom u čvrstom rastvoru (intersticijski čvrsti rastvor), (sl.10.6a). Stepentetragonalnosti rešetke c/a , zavisi od sadržaja ugljenika u čeliku; što je veći sadržaj ugljenika u martenzitu, to je veći odnos c/a tj. veća je tetragonalnost rešetke, (sl.10.6b).

Kristali martenzita u zavisnosti od sastava (sadržaj ugljenika), pa prema tome i od temperature na kojoj se stvaraju, mogu imati različitu građu i oblik. Razlikuju se dva osnovna tipa kristala martenzita: *paketasti* i *pločasti*.

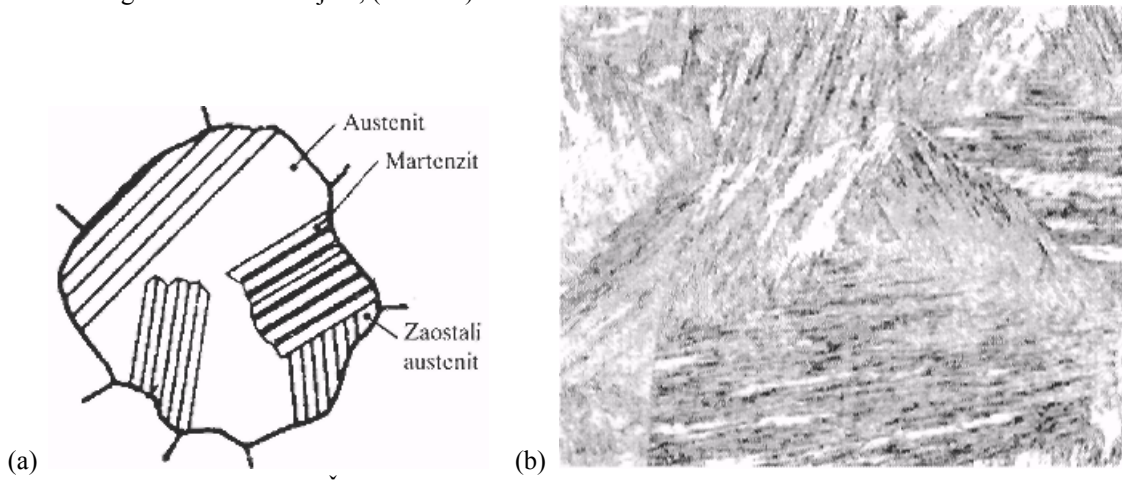
Paketasti kristali martenzita obrazuju se kod niskougljeničnih i srednjeugljeničnih i legiranih konstrukcionih čelika ($< 0,5\% C$) i imaju oblik tankih letvica ($0,1-0,2 \mu m$) usmerenih u jednom pravcu. Grupa ovih paralelnih kristala obrazuje paket.



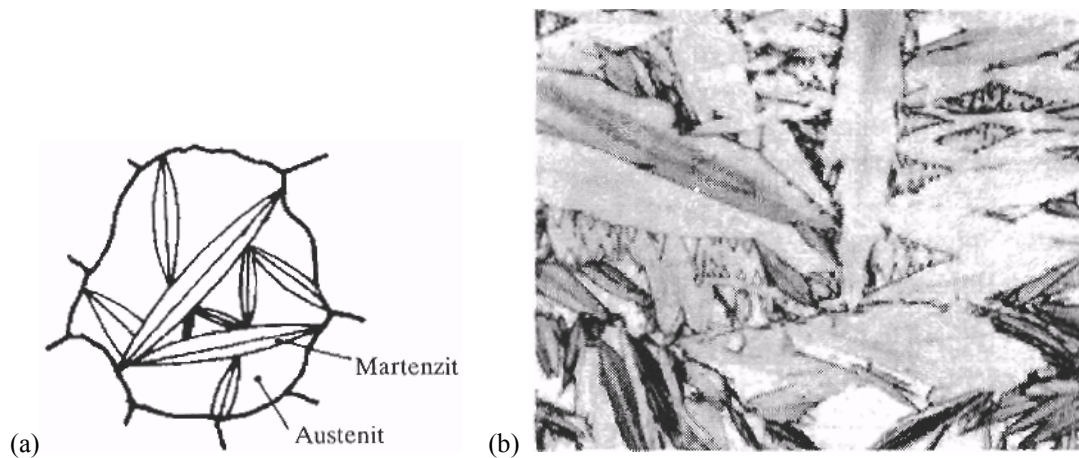
Slika 10.6. (a) Kristalna rešetka martenzita; (b) zavisnost parametara rešetke c i a od % ugljenika.

U svakom austenitnom zrnju može se obrazovati nekoliko (2–4) paketa martenzita, (sl.10.7a). Letvice martenzita razdvojene su tankim slojem zaostalog austenita, zbog čega ovaj tip martenzita ima nešto manju tvrdoću.

Pločasti kristali martenzita obrazuju se kod visokougljeničnih čelika (> 0,8% C). Kristali pločastog martenzita imaju sočivasti oblik. Susedni kristali nisu međusobno paralelni i oni obrazuju u prostoru složene skupine, (sl.10.8a). U zavisnosti od ravni sečenja pločasti kristali martenzita se pod metalografskim mikroskopom vide kao iglice različite debljine, (sl.10.8b).



Slika 10.7. (a) Šematski prikaz obrazovanja paketastog kristala martenzita; (b) Mikrostruktura paketastog martenzita kod niskougljeničnog čelika, uvećano $\times 800$.

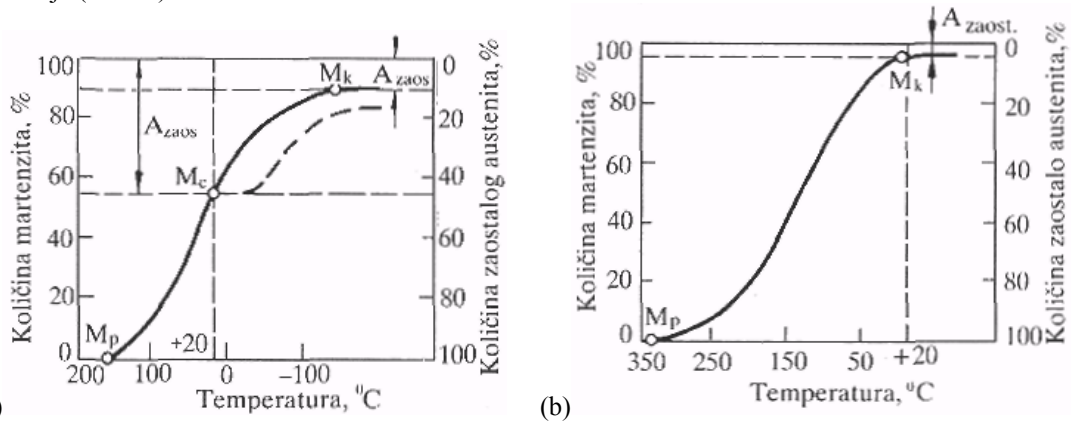


Slika 10.8. (a) Šematski prikaz obrazovanja pločastog kristala martenzita. (b) Mikrostruktura pločastog – igličastog kristala martenzita (uvećano $\times 1200$).

Veličina kristala martenzita, bilo kog oblika i građe, u mnogome zavisi od početne veličine zrna austenita. Što su zrna austenita manja, to su i kristali martenzita manji.

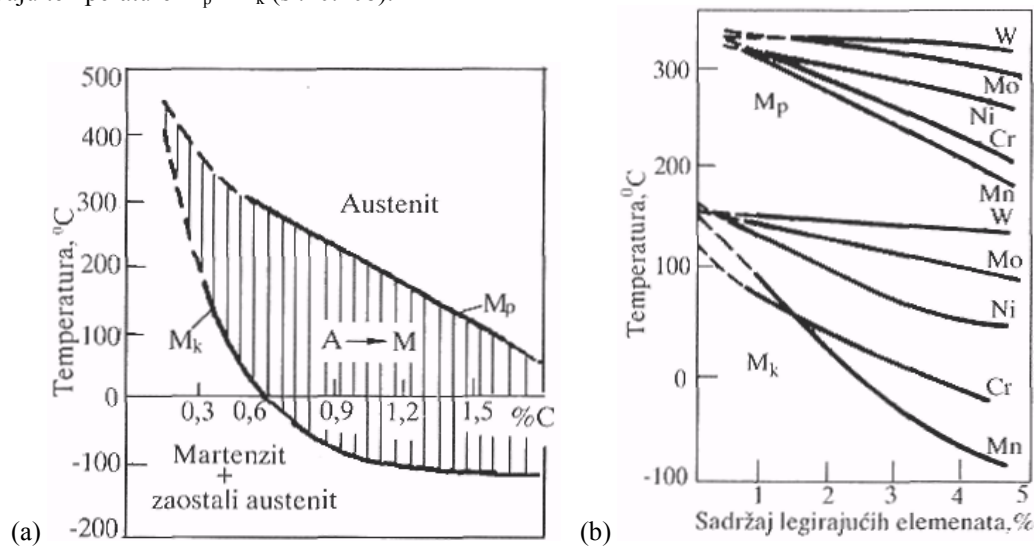
Martenzitna transformacija započinje, pri procesu hlađenja kritičnom brzinom, odmah po dostizanju temperature M_p (temperatura početka transformacije austenita u martenzit) i na toj temperaturi počinje stvaranje prvih kristala martenzita. Dalja transformacija austenita u martenzit obavlja se snižavanjem temperature i dostizanjem određene temperature M_k (temperatura završetka transformacije austenita u martenzit) i transformacija austenita u martenzit se završava. Prema tome, celokupan proces obrazovanja martenzita iz austenita obavlja se u jednom temperaturnom intervalu od M_p – M_k i on je kod svakog čelika određen.

Količina obrazovanog martenzita u zavisnosti od temperature može se prikazati krivom martenzitne transformacije (sl.10.9).



Slika 10.9. Krive martenzitne transformacije: (a) visoko ugljeničnog čelika – isprekidana linija predstavlja krivu martenzitne transformacije posle stabilizacije austenita; (b) srednje ugljeničnog čelika.

Što je temperatura u intervalu M_p – M_k niža, to je veća količina obrazovanog martenzita. Temperatura početka transformacije martenzita M_p i temperatura završetka transformacije martenzita ne zavise od brzine hlađenja, već isključivo od hemijskog sastava. Što je veći sadržaj ugljenika u čeliku, to su temperature M_p i M_k niže. Sa porastom sadržaja ugljenika preko 0,6% C temperatura M_k brzo opada, i transformacija austenita se završava na temperaturama ispod 0°C (sl.10.10a). Prema tome, da bi se dobila što veća količina martenzita, visokouglenične čelike potrebno je ohladiti na temperaturu koja je niža od 0°C. Slično ugljeniku deluje i veći deo legirajućih elemenata. Silicijum ne pokazuje uticaj na promenu temperatura, dok aluminijum i kobalt povećavaju temperature M_p i M_k (sl.10.10b).

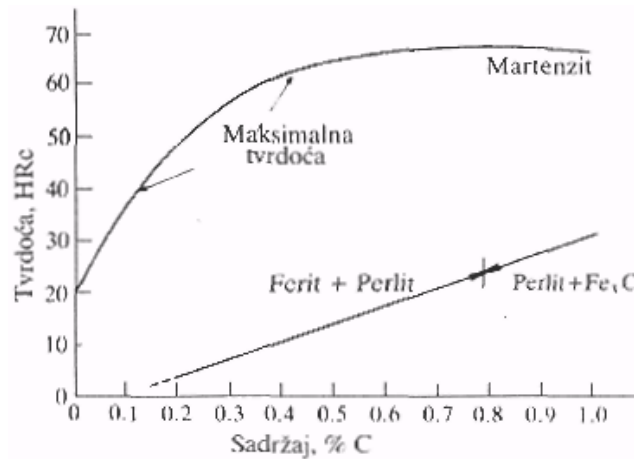


Slika 10.10. (a) Uticaj sadržaja ugljenika na temperature početka i završetka martenzitne transformacije M_p i M_k . (b) Uticaj legirajućih elemenata na temperature M_p i M_k .

Martenzitna transformacija se ne obavlja u potpunosti, kako je to pokazano na slici 10.9. Kada se dostigne temperatura M_k , kod čelika sa većim sadržajem ugljenika i kod legiranih čelika, tj. kod čelika čija je temperatura M_k niža od +20°C, izvesna količina austenita ostaje netransformisana. Ovaj austenit naziva se *zaostali austenit* ili *masivni zaostali austenit*, za razliku od tankog sloja zaostalog austenita uvek prisutnog kod paketastih kristala martenzita. Kod čelika sa 0,6–1% C količina zaostalog austenita je ~10%, a kod čelika sa 1,3–1,5% C zaostalog austenita može biti 30–50%. Zaostali austenit se u mikrostrukturi kaljenih čelika vidi kao svetla polja između iglica martenzita (sl.10.8b). Količina zaostalog austenita se može smanjiti hlađenjem do temperatura -100°C. Zaostali austenit smanjuje tvrdoću, čvrstoću i otežava obradivost brušenjem.

Ako se proces hlađenja austenita zadrži neko vreme na temperaturi koja je niža od temperature M_p , austenit koji je ostao netransformisan do te temperature postaje stabilniji. Ovako stabilizovan austenit pri daljem hlađenju transformiše se u martenzit, ali na nižim temperaturama i ne odmah, a količina obrazovanog martenzita je manja (sl.10.5a). Zbog toga čelici koji se podvrgavaju izotermalnom hlađenju na temperaturama koje su niže od M_p imaju veću količinu zaostalog austenita.

Martenzit ima visoku tvrdoću i čvrstoću, ali je veoma krta. Tvrdoća martenzita direktno zavisi od sadržaja ugljenika i sa porastom ugljenika preko 0,6% dostiže tvrdoću HRC = 65 (sl.10.11). Međutim, plastičnost i žilavost opadaju sa porastom sadržaja ugljenika.



Slika 10.11. Tvrdoća martenzita i žarene strukture ugljeničnih čelika u zavisnosti od sadržaja ugljenika. Uzrok razlike u tvrdoći je brzina hlađenja čelika.

Ovakva svojstva martenzita se uglavnom pripisuju sposobnosti da intersticijski smešteni atomi ugljenika ometaju kretanje dislokacija, kao i u relativno malom broju sistema klizanja (duž kojih se kreću dislokacije) kod tetragonalne prostorno centrirane rešetke.

Kako austenit ima nešto veću gustinu od martenzita, pri transformaciji austenita u martenzit dolazi do povećanja zapremine. Ovo povećanje zapremine u procesu brzog hlađenja, kod delova relativno većih dimenzija, može dovesti do deformacija pa čak i do pojava prslina, a kao rezultat povećanih unutrašnjih napona. Ovo je naročito izraženo kod čelika sa sadržajem preko 0,5% C.

10.1.5. Međufazna (beinitna) transformacija

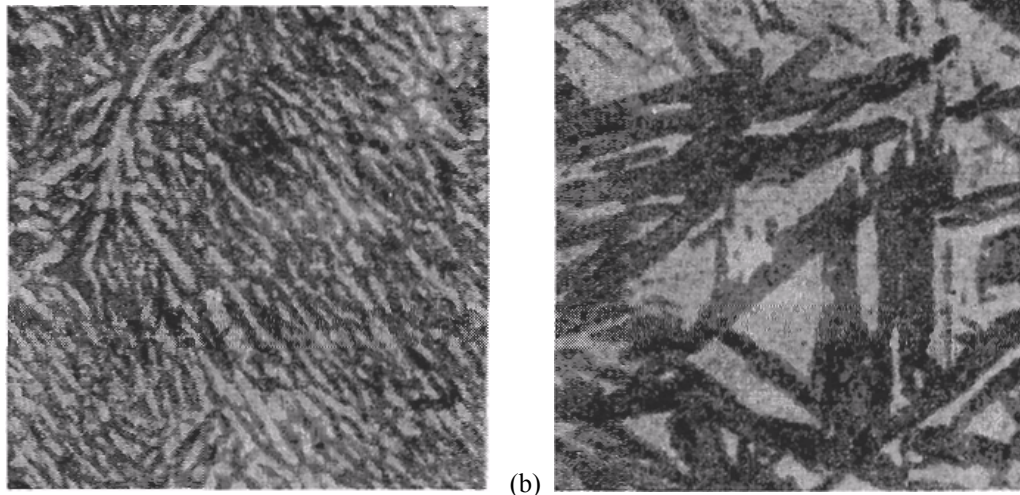
Pri izotermalnom razlaganju austenita u temperaturnom intervalu od „kolena“ TTT–krive ($\sim 550^\circ\text{C}$) do temperature M_p (sl.10.3b), tj. u temperaturnoj oblasti između perlitne i martenzitne transformacije, kao rezultat međufazne transformacije obrazuje se struktura koja se naziva *beinit*. Beinit je veoma fine mikrostrukture, koji se sastoji od α -čvrstog rastvora (ferit), prezasićen ugljenikom, i iz čestica cementita.

Karakteristično za beinitnu transformaciju je kombinacija difuzne–perlitne i bezdifuzne–martenzitne transformacije zbog čega se još naziva i *međufaznom transformacijom*.

Beinitna transformacija počinje sa difuzionim pregrupisavanjem–preraspodelom atoma ugljenika u pothlađenom austenitu, obrazujući zone austenita sa obogaćenim i osiromašenim sadržajem ugljenika. U zonama sa osiromašenim austenitom, čije se temperature početka martenzitne transformacije M_p nalaze u oblasti temperature međufazne transformacije, $\gamma \rightarrow \alpha$ transformiše se po mehanizmu martenzitne transformacije. Ovako obrazovani niskougljenični martenzit je nestabilan i odmah, na temperaturi međufazne oblasti, obrazuje beinitnu strukturu. Iz austenita obogaćenog ugljenikom, ako je prezasićenost ugljenikom velika, u procesu izotermalnog razlaganja, izdvajaju se čestice cementita (Fe_3C), što dovodi do osiromašavanja austenita ugljenikom i njegove dalje transformacije sve do obrazovanja beinitne strukture. Međufazna transformacija austenita, kao i martenzitna transformacija, ne obavlja se u potpunosti, pa se u strukturi čelika pored beinita nalazi i izvesna količina zaostalog austenita.

Mikrostruktura i mehanička svojstva beinita se razlikuju u zavisnosti od temperature na kojoj dolazi do izotermalnog razlaganja austenita. Razlikujemo *gornji beinit* i *donji beinit*. Gornji beinit se obrazuje na višim temperaturama, a u intervalu od $500\text{--}350^\circ\text{C}$ i ima „perjastu“ građu kod koje je cementit izdvojen u obliku izolovanih uskih čestica smeštenih između feritnih pločica i podseća na perlit (sl.10.12a).

Donji beinit obrazuje se na nižim temperaturama u intervalu od 350°C do temperature M_p . Donji beinit ima igličastu strukturu, koja podseća na martenzit. Čestice cementita su sitne i izdvojene su unutar α -faze (ferit), (sl.10.12b).



Slika 10.12. Mikrostruktura beinita: (a) gornji beinit, $\times 5000$; (b) donji beinit i zaostali austenit, $\times 500$

Mehanizam obrazovanja gornjeg i donjeg beinita u principu je isti, samo što je struktura gornjeg beinita nešto grublja u odnosu na donji beinit koji je vrlo fine strukture.

Gornji beinit smanjuje plastičnost čelika, u poređenju sa strukturama dobijenim perlitnom transformacijom (sorbit, trustit). Smanjenje plastičnosti gornjeg beinita u direktnoj je vezi sa izdvajanjem relativno grubog cementita na granicama feritnih zrna. Tvrdooća i čvrstoća se ili ne menjaju ili se njihove vrednosti nešto malo smanjuju.

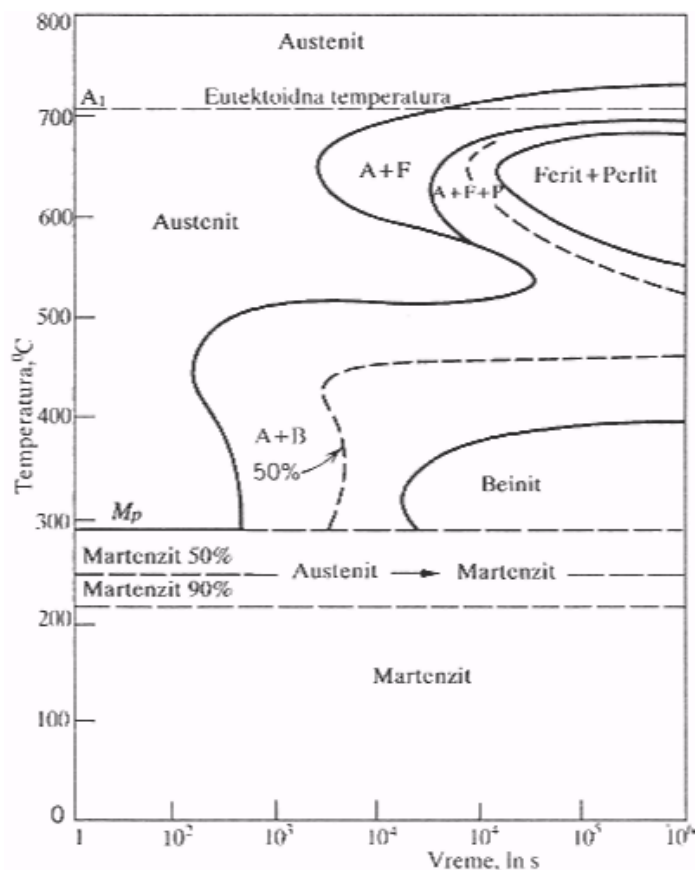
Donji beinit u strukturi čelika obezbeđuje dobra mehanička svojstva. U poređenju sa strukturama perlitne transformacije (sorbit, trustit), donji beinit ima visoku vrednost tvrdoće (HBS = 500–550) i čvrstoće uz dobru plastičnost i žilavost. Ovo se objašnjava povećanim sadržajem ugljenika i velikom gustinom dislokacija u beinitnoj α -fazi (feritu) i obrazovanjem disperznog cementita raspoređenog u kristalima α -faze (feritu).

10.1.6. Izotermalna transformacija austenita kod legiranih čelika

Prisustvo legirajućih elemenata u čeliku može znatno uticati na izmenu položaja i oblika krivih u dijagramu izotermalne transformacije austenita.

Legirajući elementi Ni, Si, Cu i Al povećavaju vreme početka i kraja transformacije austenita, tj. pomeraju krive u dijagramu udesno, ali ne menjaju njihov oblik koji je određen sadržajem ugljenika. Legirajući elementi koji grade karbide (Cr, Mo, V, W i dr.) menjaju vreme početka i kraja transformacije, ali menjaju i oblik krivih u dijagramu. Pri dovoljnom sadržaju legirajućih elemenata u čeliku, perlitna transformacija se pomera ka višim, a beinitna ka nižim temperaturama i formira se posebno „koleno“ u oblasti beinitne transformacije (sl.10.13).

Ove izmene se najbolje mogu zapaziti upoređivanjem dijagrama izotermalne transformacije ugljeničnog čelika (sl.10.3b) i legiranog čelika (sl.10.13).

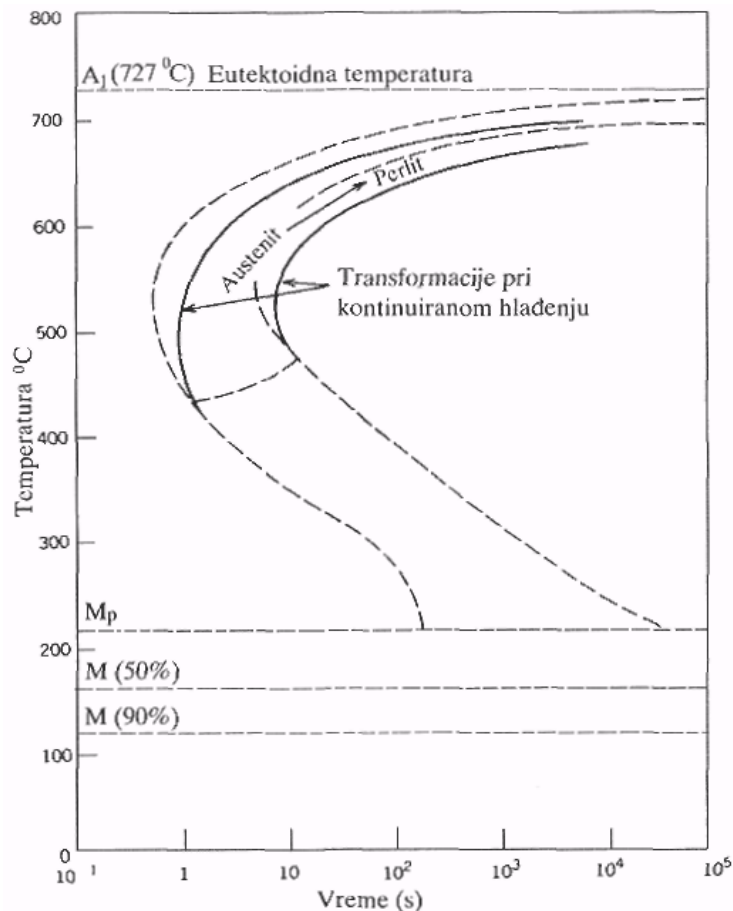


Slika 10.13. Dijagram izotermalne transformacije legiranog čelika (Cr, Mo).

10.1.7. Transformacija austenita pri kontinuiranom hlađenju

Savremeni postupci termičke obrade čelika uglavnom se baziraju na kontinuiranom hlađenju delova sa temperature na kojoj je austenit stabilan A_1 do sobne temperature. Dijagrami izotermalne transformacije austenita važe samo za hlađenje u uslovima konstantnih temperatura, a oni se moraju modifikirati ako se transformacije dešavaju na temperaturama koje se stalno menjaju. Pri kontinuiranom hlađenju potrebno je nešto duže vreme za početak i kraj transformacije austenita. Zbog ovoga su krive izotermalne transformacije austenita pomerene više udesno (duži inkubacioni period) i ka nižim temperaturama, kako je to pokazano na slici 10.14. Ovako dobijen dijagram sa pomerenim linijama početka i kraja transformacije austenita, u odnosu na izotermalni, naziva se *dijagram kontinuiranog hlađenja*.

Ovi dijagrami omogućavaju praćenje procesa transformacije austenita pri kontinuiranom hlađenju različitim brzinama. Korišćenjem ovih dijagrama mogu se dobiti tačniji podaci o temperaturnim intervalima u kojima se odvijaju fazne transformacije pri kontinuiranom hlađenju, a i o strukturama koje se pri tom formiraju.



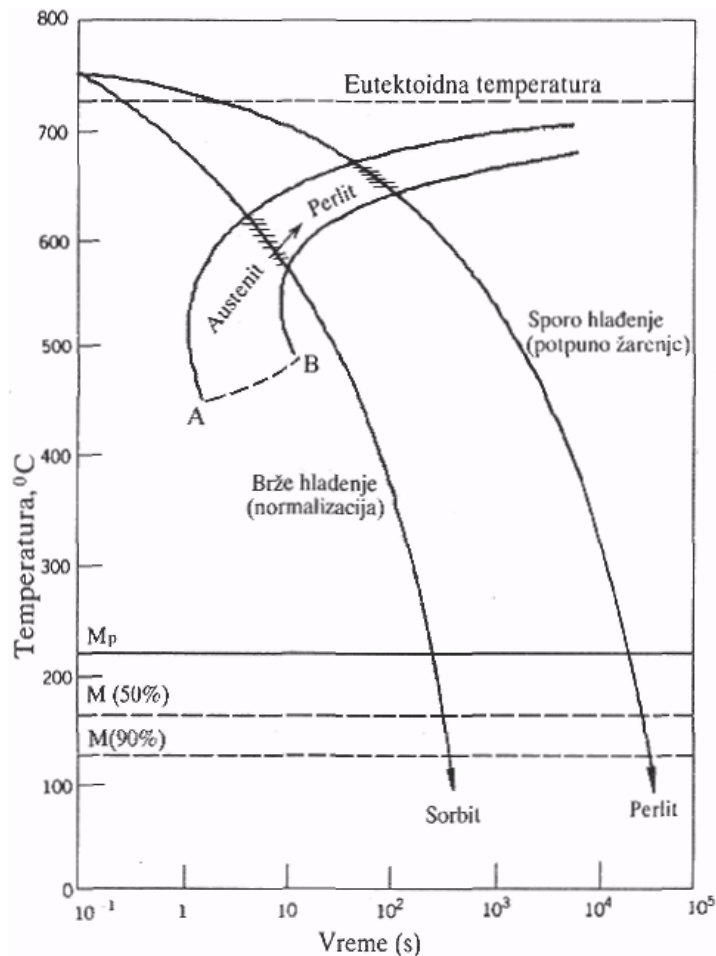
Slika 10.14. Dijagram kontinuiranog hlađenja ucrtan preko TTT dijagrama (isprekidana linija) za ugljenični čelik eutektoidnog sastava (0,8% C).

Na dijagramu kontinuiranog hlađenja ugljeničnog čelika eutektoidnog sastava ucrtane su dve krive hlađenja, koje odgovaraju vrlo sporom hlađenju (hlađenje u peći) i nešto bržem hlađenju (hlađenje na mirnom vazduhu), (sl.10.15).

Transformacija austenita traje određeno vreme, započinje u trenutku preseka krive hlađenja i krive početka transformacije, a završava se presekom krive hlađenja i krive kraja transformacije austenita. Mikrostrukture, koje se obrazuju u slučaju sporog i nešto bržeg hlađenja ugljeničnih čelika, proizilaze iz perlitne transformacije austenita i sastoje se od lamela ferita i cementita (perlit, sorbit i trustit) (sl.10.15).

Kontinuiranim hlađenjem do sobne temperature ugljeničnih čelika, neće se obrazovati beinitna struktura zbog toga što će se celokupni austenit transformisati u perlit do trenutka kada bi beinitna transformacija bila moguća. Oblast na dijagramu u kojoj dolazi do transformacije austenita u perlit završava se odmah ispod „kolena“ krive tj. na liniji AB (sl.10.15).

Za bilo koju krivu hlađenja koja prelazi preko linije AB, u tački preseka prestaje perlitna transformacija, a preostali netransformisani austenit pri dostizanju temperature M_p transformiše se u martenzit. Mikrostruktura u ovom slučaju sastoji se od martenzita i perlita.



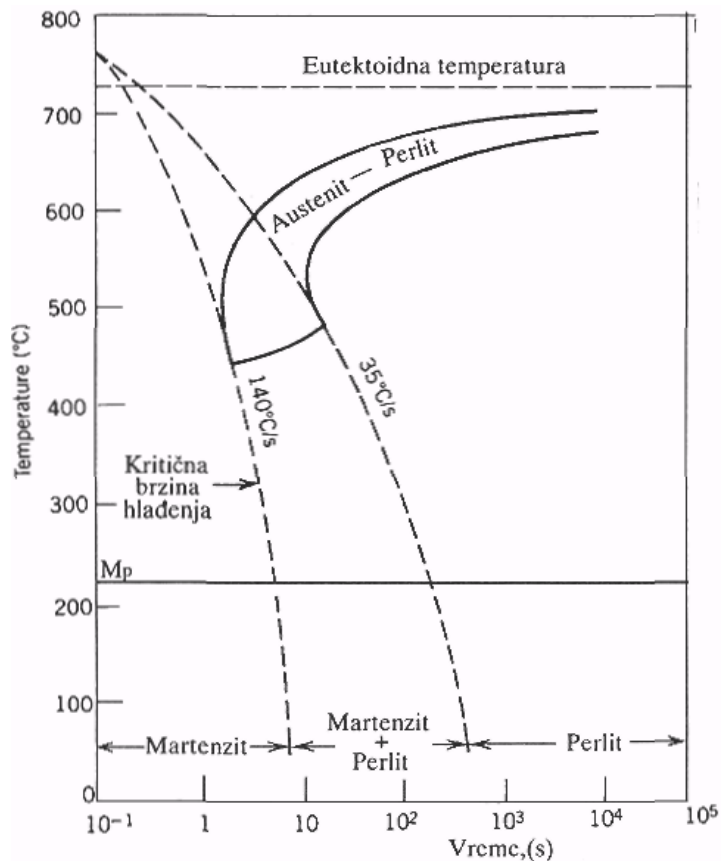
Slika 10.15. Dijagram kontinuiranog hlađenja ugljeničnog čelika eutektoidnog sastava sa ucrtanim krivama hlađenja (hlađenje u peći i na mirnom vazduhu)

Što se tiče martenzitne transformacije, temperatura početka M_p i kraja M_k ostaju nepromenjene u oba dijagrama, dijagram izotermalne transformacije i dijagram kontinualnog hlađenja.

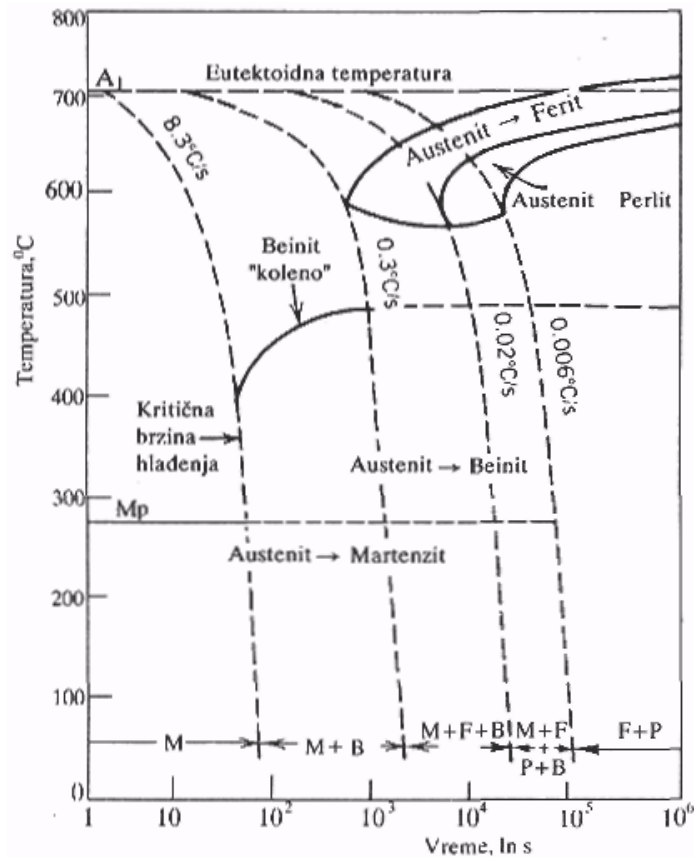
Pri kontinualnom hlađenju čelika najmanja brzina pri kojoj se celokupan austenit transformiše u martenzit, naziva se *kritična brzina hlađenja*. Kritična brzina hlađenja je tangenta na „kolenu“ krive u tački gde se završava perlitna transformacija (sl.10.16).

Hlađenje brzinama većim od kritične dobija se potpuno *martenzitna struktura*; hlađenje brzinama manjim od kritične u određenom opsegu brzina dobija se *struktura perlita i martenzita*; i konačno pri malim brzinama hlađenja dobija se potpuno *perlitna struktura*.

Slika 10.16. Dijagram kontinuiranog hlađenja ugljeničnog čelika, eutektoidnog sastava sa ucrtanim krivama hlađenja i strukturama koje se dobijaju u zavisnosti od brzine hlađenja.



Na slici 10.17 prikazan je dijagram kontinualnog hlađenja za isti legirani čelik čiji je dijagram izotermalne transformacije dat na slici 10.13.



Slika 10.17. Dijagram kontinualnog hlađenja legiranog čelika sa ucrtanim krivama hlađenja i dobijenim strukturama u zavisnosti od brzine hlađenja.

Prisustvo „kolena“ krive beinitne transformacije daje mogućnost obrazovanja beinitne strukture pri kontinuiranom hlađenju. U dijagram je ucrtano nekoliko krivih hlađenja, kao i kritična brzina hlađenja, pokazane su transformacije i dobijene strukture u zavisnosti od brzine hlađenja.

10.1.8. Transformacija martenzita i zaostalog austenita pri zagrevanju (otpuštanje čelika)

Tipična struktura dobijena hlađenjem, brzinama većim od kritične, jeste martenzit i zaostali austenit. To je nestabilna struktura koja teži ka postojanom stabilnom stanju. Struktura martenzita je veoma tvrda i krta, što ograničava oblast primene; takođe, zaostali naponi uneti u procesu hlađenja imaju efekat slabljenja. Prelaz u stabilno stanje mora biti praćen transformacijom martenzita i zaostalog austenita u feritno–cementitnu strukturu. Plastičnost i žilavost martenzita može se povećati, a unutrašnji naponi ukloniti naknadnim zagrevanjem–otpuštanjem. Karakter i brzina transformacije martenzita i zaostalog austenita uslovljeni su temperaturama zagrevanja pri otpuštanju.

Pri zagrevanju (otpuštanju) kaljenog čelika uočavaju se četiri oblasti temperatura transformacije; *prva transformacija* obavlja se na temperaturama do 200°C, *druga* – u temperaturnom intervalu od 200–300°C, *treća* – u intervalu od 300–400°C i *četvrta* – u intervalu od 400–600°C.

Razlaganje martenzita (prva transformacija pri otpuštanju). Na temperaturi do 200°C smanjuje se zapremina, što je vezano sa promenama u tetragonalnoj rešetki martenzita. Tetragonalnost rešetke se smanjuje i odnos c/a teži jedinici. Smanjen sadržaj ugljenika, tj. izdvojen ugljenik iz prezasićenog α -čvrstog rastvora smanjuje tetragonalnost rešetke. Ugljenik se izdvaja u vidu veoma tankih lamela ϵ -karbida³ (debljine nekoliko atomskih ravni). Lamelle ϵ -karbida koherentno su vezane sa rešetkom α -čvrstog rastvora. Struktura dobijena kao

³ ϵ -karbid koji se obrazuje pri nisko temperaturnom otpuštanju razlikuje se po kristalografskoj građi (heksagonalna rešetka) i po sastavu (Fe_2C) od stabilnog cementita Fe_3C . ϵ -karbid na višim temperaturama transformiše se u cementit Fe_3C .

rezultat razlaganja martenzita na temperaturi do 200°C naziva se *otpušteni martenzit* i sastoji se od prezasićenog α -čvrstog rastvora i ϵ -karbida.

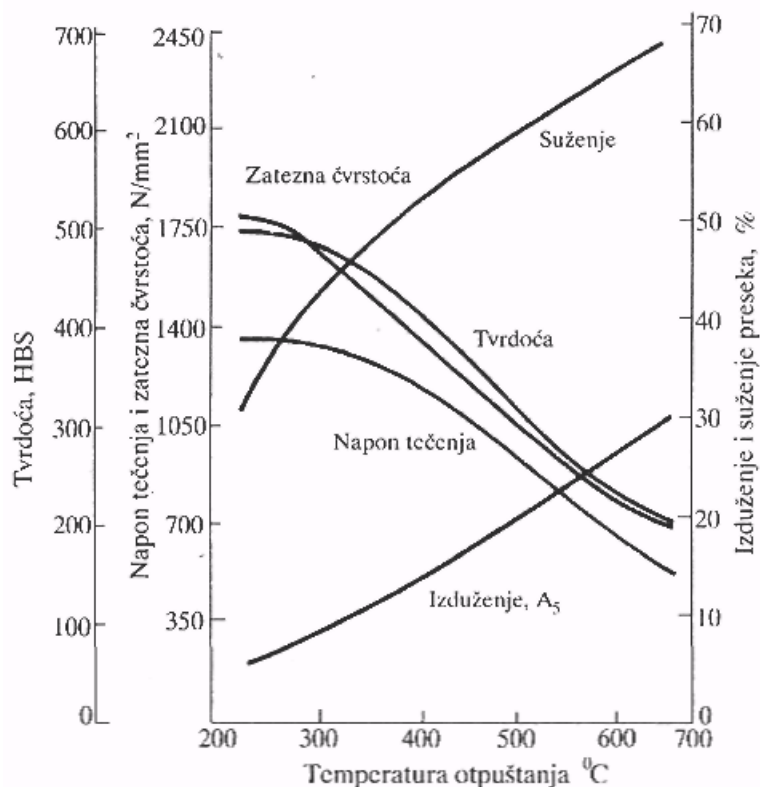
Transformacija zaostalog austenita (druga transformacija pri otpuštanju). U temperaturnom intervalu od 200–300°C nastavlja se razlaganje martenzita tako što se sadržaj ugljenika u njemu smanjuje. Pored toga, jednovremeno se transformiše zaostali austenit u donji beinit. Smanjenjem sadržaja ugljenika u čvrstom rastvoru tetragonalnost rešetke postaje neznatna. Dominantan uticaj ima transformacija austenita jer povećava zapreminu delova.

Uklanjanje unutrašnjih napona i transformacija karbida (treća transformacija pri otpuštanju). Na temperaturama od 300–400°C potpuno se završava proces izdvajanja ugljenika iz α -čvrstog rastvora (martenzita) i narušava se koherentnost i izdvajanje feritne rešetke i karbida sa istovremenom transformacijom ϵ -karbida u cementit (Fe_3C). Pored toga, menja se i oblik i veličina karbidnih čestica od lamelnog ka sfernom obliku (veličine čestice $\sim 0,3 \mu\text{m}$). Ovako obrazovana struktura sastoji se od veoma sitnih čestica ferita i cementita i naziva se *otpušteni trustit*. Uporedo sa navedenim transformacijama potpuno se uklanjaju zaostali napon uneti u procesu martenzitne transformacije. Karakteristično za ovu oblast je ponovno smanjenje zapremine delova.

Ukrupnjavanje karbida (četvrta transformacija pri otpuštanju). Na temperaturama od 400–600°C dolazi do ukрупnjavanja zrna cementita (veličine čestice $\sim 1 \mu\text{m}$). Ovo ukрупnjavanje dolazi zbog razlaganja sitnih čestica cementita, i kasnije difuzijom ugljenik se izdvaja na površinu krupnih čestica cementita koje rastu, pri istovremenom osiromašavanju α -čvrstog rastvora. Pri tome nema promena vezanih za izmenu sastava i kristalne strukture ferita i cementita. Ovako dobijena struktura naziva se *otpušteni sorbit*.

Strukture koje se obrazuju u procesu otpuštanja (razlaganja martenzita) jesu trustit i sorbit koji se, takođe, mogu dobiti i pri izotermalnoj transformaciji austenita, ali među njima postoji razlika u unutrašnjoj građi i u mehaničkim svojstvima. Cementit u trustitu i sorbitu, dobijen izotermalnom transformacijom austenita, izdvaja se u obliku lamela, dok pri razlaganju martenzita, u obliku zrna–sfera. Oba oblika izdvojenog cementita nemaju većeg uticaja na tvrdoću i čvrstoću, ali jako utiču na plastičnost i žilavost. Zrnasti oblik cementita ima daleko veću plastičnost i žilavost u poređenju sa lamelnim cementitom.

Izmena strukture pri otpuštanju menja mehanička svojstva kaljenog čelika. Sa povećanjem temperature otpuštanja tvrdoća i čvrstoća se smanjuju, a plastičnost i žilavost rastu (sl.10.18).



Slika 10.18. Uticaj temperature otpuštanja na mehanička svojstva ugljeničnog čelika Č1730.

Otpusna krtost. U procesu otpuštanja nekih legiranih čelika pri sporom hlađenju (u peći ili na mirnom vazduhu) na temperaturi od 600–430°C jako se smanjuje žilavost. Ova pojava naziva se otpusna krtost. Otpusna krtost pojavljuje se kod čelika koji imaju nešto veći sadržaj legirajućih elemenata mangana, hroma i nikla; i fosfora, antimona, arsena, cinka kao nečistoća u relativno maloj količini. Pojava otpusne krtosti objašnjava se

segregacijom atoma legirajućih elemenata i nečistoća (uglavnom fosfora) na granicama metalnih zrna i obogaćivanjem njihovih površinskih slojeva ovim elementima bez izdvajanja disperznih faza (karbida, fosfida i dr.). Razvoj prsline, kod ovih čelika sa smanjenom žilavosti, prostire se duž granica metalnog zrna.

Pojava otpusne krtosti može se izbeći: (1) smanjivanjem sadržaja nečistoća u čeliku; (2) dodavanjem čeliku manjih količina molibdena (0,2–0,3%) ili volframa (0,5–0,7%); (3) brzim prelaženjem temperaturnog intervala od 600–430°C u procesu hlađenja. Krtost izazvana otpuštanjem može se ukloniti ponovnim zagrevanjem do temperatura otpuštanja sa brzim hlađenjem.

10.2. PROCESI TERMIČKE OBRADJE ČELIKA

Različite mikrostrukture legure *železo–ugljenik* koje su opisane, mogu se izmeniti procesima termičke obrade, tj. zagrevanjem i hlađenjem različitim brzinama. Ovi procesi proizvode fazne transformacije koje imaju veliki uticaj na mehanička svojstva kao što su: čvrstoća, tvrdoća, žilavost i plastičnost.

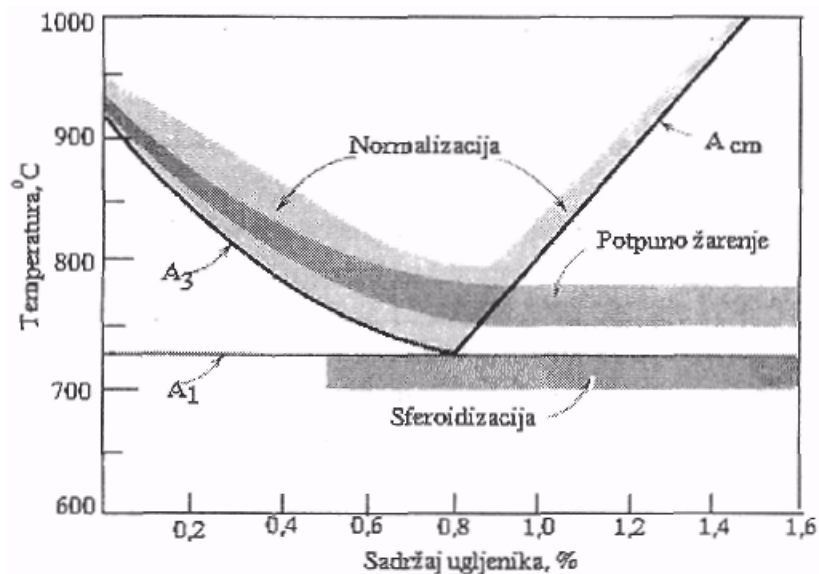
Efekat termičke obrade zavisi prvenstveno od legure, njenog hemijskog sastava, mikrostrukture, stepena hladne deformacije, brzine zagrevanja i hlađenja za vreme termičke obrade. Najvažnije termičke obrade kojima se podvrgavaju čelici su: *žarenje, kaljenje, otpuštanje i poboljšanje.*

10.2.1. Žarenje

Žarenjem se nazivaju termičke obrade u kojima se čelik izlaže povišenim temperaturama u dužem vremenskom periodu, a posle toga sporo hladi. Nekoliko različitih postupaka žarenja se koristi za popravljjanje svojstava čelika i oni se mogu podeliti na dve vrste:

- *postupci žarenja kod kojih ne dolazi do faznih transformacija*, a ako i dođe one nemaju presudan uticaj na konačnu strukturu (difuzno žarenje, rekristalizacija, uklanjanje zaostalih napona) i
- *postupci žarenja kod kojih se ostvaruju fazne transformacije* u zavisnosti od cilja koji se želi postići žarenjem (potpuno žarenje, izotermalno žarenje, sferoidizacija i normalizacija).

Bilo koji proces žarenja sastoji se iz tri faze: (1) zagrevanje do određenih temperatura, (2) držanje na tim temperaturama određeno vreme i (3) sporo hlađenje do sobne temperature. Na slici 10.19 prikazan je deo dijagrama Fe–Fe₃C sa ucrtanim temperaturnim intervalima zagrevanja ugljeničnih čelika u cilju termičkih obrada žarenjem.



Slika 10.19. Temperaturni intervali zagrevanja ugljeničnih čelika u cilju termičke obrada žarenjem.

Difuzno žarenje (homogenizacija). Ovo žarenje se primenjuje za izjednačavanje hemijske neujednačenosti metalnih zrna čvrstog rastvora, tj. za umanjeње mikrosegregacije⁴ kod čeličnih odlivaka i šipki, i to uglavnom kod legiranih čelika.

U procesu difuzionog žarenja zagrevanje se izvodi do visokih temperatura 1100–1200°C jer samo u tom slučaju imamo potpunije proticanje difuzionih procesa neophodnih za izjednačavanje hemijskog sastava u pojedinim delovima metalne mase. Vreme trajanja procesa (zagrevanje, držanje na temperaturama i sporo

⁴ Sporo odvijanje difuzionih procesa, u uslovima normalnog hlađenja (kristalizacije), dovodi do različitog sastava kristala. Neujednačenost sastava unutar kristala naziva se *mikrosegregacija*.

hlađenje) jeste od 80–100 časova. Posle difuzionog žarenja, zbog visokih temperatura i dugotrajnog zagrevanja, dobija se krupnozrna struktura.

U cilju usitnjavanja metalnih zrna i popravljavanja svojstava kod čeličnih šipki se postiže naknadnom obradom deformisanjem, a odlivci se podvrgavaju potpunom žarenju ili normalizaciji.

Rekristalizaciono žarenje. Rekristalizacionom žarenju se podvrgavaju čelici koji su obrađivani deformisanjem u hladnom stanju i kod kojih je došlo do deformacionog ojačavanja, tj. do povećavanja svojstava čvrstoće, a smanjenja plastičnosti.

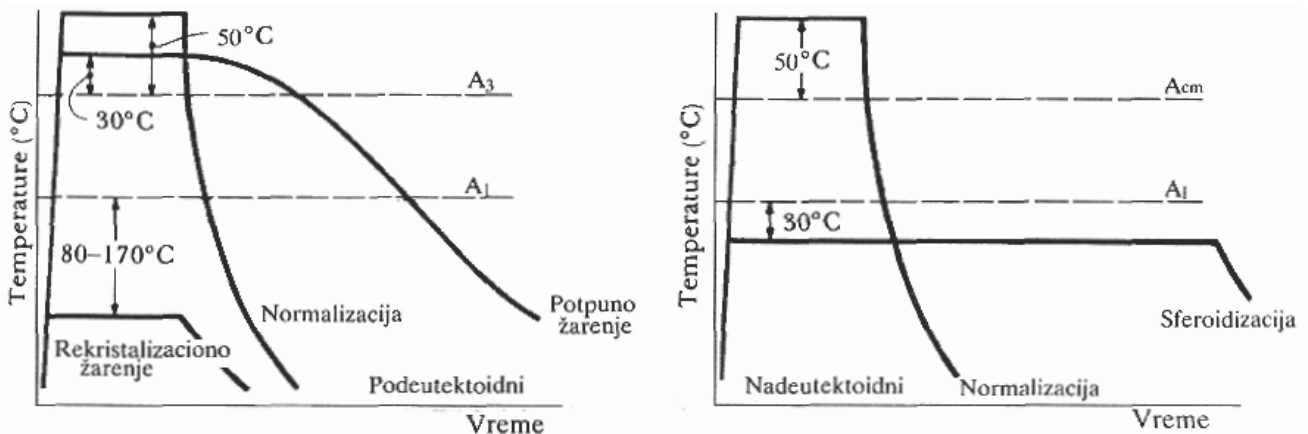
Ovim žarenjem uklanjaju se negativni efekti obrade deformisanjem u hladnom stanju, tj. smanjenje svojstava čvrstoće i povećanja plastičnosti. Deformisana–orijentisana metalna zrna ponovo dobijaju poligonalni oblik. Ovaj vid žarenja se primenjuje pre obrade deformisanja u hladnom stanju i kao međufazna operacija za smanjenje efekata ojačavanja između dve obrade deformisanjem. U nekim slučajevima rekristalizaciono žarenje se izvodi i kao završna termička obrada.

Rekristalizaciono žarenje se sastoji od zagrevanja čelika do temperatura od 650–730°C, a koje zavise od sastava. Za niskougljenične čelike (0,08–0,2%C), hladno valjane limove, temperatura rekristalizacije je 680–700°C, a vreme žarenja 8–12 časova. Hladno valjani profili od visokougljeničnih i legiranih čelika žare se na temperaturi od 730°C u trajanju od 0,5–1,5 časova.

Žarenje za uklanjanje zaostalih napona. Ovo žarenje se primenjuje u cilju uklanjanja zaostalih napona koji mogu nastati: (1) u toku obrade deformisanjem, kao i u toku obrade rezanjem; (2) neujednačenim hlađenjem delova koji se izrađuju na povišenim temperaturama, kao i u procesima zavarivanja i livenja; (3) faznim transformacijama kod kojih se hlađenjem stvaraju faze koje imaju različite gustine. Uklanjanje zaostalih napona dovodi do dimenzionalne stabilnosti, kasnije uklanjanje zaostalih napona u toku rada posle nekog vremena može biti razlog krivljenja delova. Takođe, smanjuje se sklonost ka stvaranju prslina usled naponske korozije.

Žarenje u cilju uklanjanja zaostalih napona ostvaruje se zagrevanjem do temperatura ispod tačke A_{C1} da bi se izbegle fazne transformacije, držanjem na temperaturama dovoljno dugo vreme i konačno sporo hlađenje do sobne temperature (sl.10.20). Posle grube obrade rezanjem delovi se žare na temperaturi 570–600°C u trajanju od 2–3 časa, a posle završne – fine obrade brušenjem na temperaturi od 160–180°C u trajanju od 2–2,5 časa. Žarenje za uklanjanje zaostalih napona u izvedenim zavarenim konstrukcijama i kod odlivaka ostvaruje se zagrevanjem na temperaturama od 650–700°C u trajanju od nekoliko časova.

Potpuno žarenje. Ovom vidu žarenja podvrgavaju se niskougljenični i srednjeugljenični čelici (pod-eutektoidni) sa ciljem dobijanja ujednačene sitnozrne strukture, smanjene tvrdoće, povećane žilavosti i plastičnosti. Potpuno žarenje ostvaruje se zagrevanjem čelika na temperature 30–50°C iznad tačke A_{C3} ; zagrevanjem, početna feritno–perlitna struktura prevodi se u sitnozrnu strukturu austenita, i kasnijim sporim hlađenjem brzinom $\sim 10^\circ\text{C}/\text{h}$ (hlađenjem u peći) sve do sobne temperature (sl.10.20).



Slika 10.20. Šematski prikaz postupaka žarenja pod-eutektoidnih i nadeutektoidnih ugljeničnih čelika.

Iz sitnozrnog austenita obrazuje se sitnozrna ujednačena feritno–perlitna struktura relativno male tvrdoće i dovoljne plastičnosti.

Potpuno žarenje se ne koristi za nadeutektoidne čelike jer se pri veoma sporom hlađenju cementit izdvaja po granicama metalnih zrna, tj. formira se cementitna mreža na granicama perlitnih zrna. Ovako dobijena struktura ima loša mehanička svojstva.

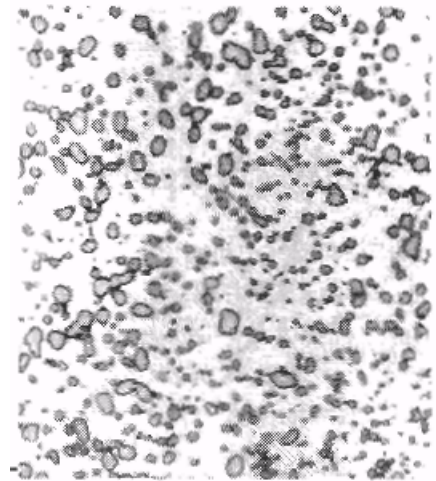
Izotermalno žarenje. Izotermalnim žarenjem dobija se feritno–perlitna struktura iz austenita pri konstantnoj temperaturi, a ne hlađenjem kao kod potpunog žarenja. Izotermalno žarenje se ostvaruje zagrevanjem do temperature 50–70°C iznad tačke A_{C3} , držanjem određeno vreme, a zatim se primenjuje brzo hlađenje do temperature nešto niže od tačke A_{C1} za oko 100–150°C, a u zavisnosti od karakteristika TTT krive. Na taj

temperaturi se čelik drži sve do potpunog razlaganja austenita i obrazovanja feritno–perlitne strukture, a zatim se hladi na mirnom vazduhu.

Izotermalno žarenje ima prednost u poređenju sa potpunim žarenjem: skraćeno vreme procesa, posebno kod legiranih čelika; druga prednost je dobijanje jednorodnije strukture jer se transformacija obavlja po celoj zapremini čelika pri jednakom stepenu pothlađivanja.

Sferoidizacija (meko žarenje). Srednjegljenični i visokouglenični čelici u mikrostrukturi i ako sadrže lamelarni perlit mogu i pored toga biti tvrdi i nepodesni za obradu rezanjem i deformisanjem. Ako se ovi čelici zagrevaju nešto ispod tačke A_{C1} , temperature $\sim 700^{\circ}\text{C}$ i drže dovoljno dugo vremena (18–24 časa) i sporo hlade, formiraće se jedna sferoidna struktura, a ovaj proces žarenja naziva se *sferoidizacija (meko žarenje)*.

Umesto naizmeničnih lamela ferita i cementita (perlit) u procesu žarenja Fe_3C faza–cementit pojavljuje se u obliku sfernih čestica ravnomerno raspoređenih u feritnoj osnovi (sl.10.21).



Slika 10.21. Mikrostruktura sferoidnog perlita. Sferne čestice cementita na feritnoj osnovi. Uvećano $\times 1000$.

Ova transformacija se dešava dodatnom difuzijom atoma ugljenika bez promene sastava, odnosno količinskog odnosa ferita i cementita. Sferoidna struktura čelika ima malu tvrdoću, dobru plastičnost i lako se obrađuje rezanjem i deformisanjem.

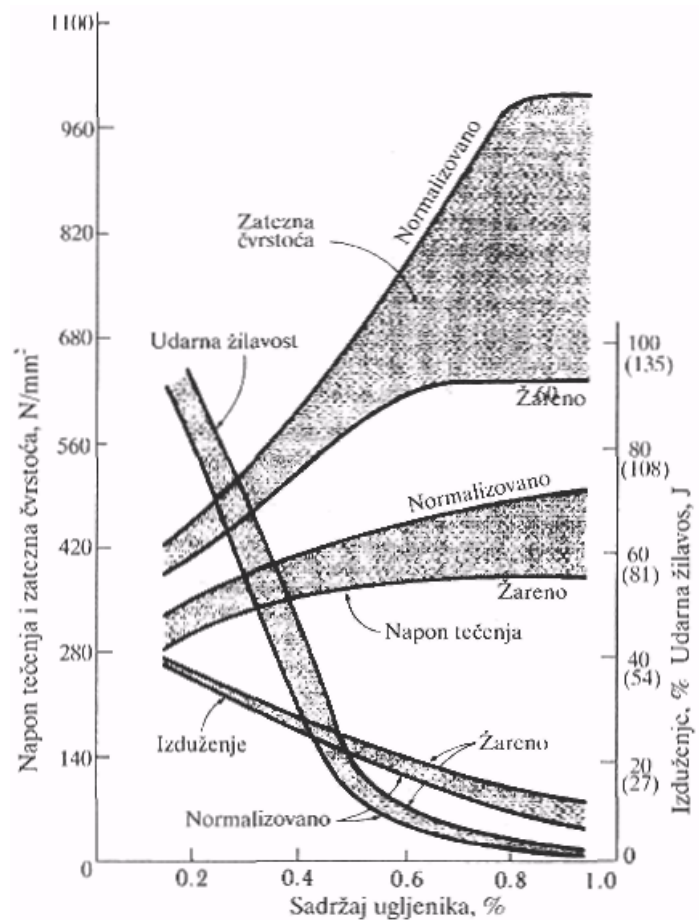
Normalizaciono žarenje (normalizacija). Normalizacija je proces žarenja čelika na temperaturi višoj za $30\text{--}50^{\circ}\text{C}$ od tačke A_{C3} ili A_{Cm} , što zavisi od sastava čelika. Posle potpune transformacije polazne strukture u austenit sledi sporo hlađenje na mirnom vazduhu do sobne temperature (sl.10.20).

Normalizacija se primenjuje da se ukloni krupnozrna struktura dobijena u postupcima obrade u toplom stanju (livenje, kovanje, valjanje, zavarivanje i dr.).

Kod niskougleničnih čelika u procesu normalizacije dešavaju se isti procesi kao i kod potpunog žarenja tj. usitnjavanje metalnog zrna. Međutim, zbog nešto veće brzine hlađenja (hlađenje na vazduhu) dobija se finija struktura perlita (tanje lamele ferita i cementita). Ovako dobijena struktura, posle normalizacije, obezbeđuje bolja mehanička svojstva (veću čvrstoću i tvrdoću), u odnosu na svojstva dobijena potpunim žarenjem. Zbog toga se kod niskougleničnih i srednjegljeničnih čelika umesto potpunog žarenje uglavnom primenjuje normalizacija.

Normalizacijom visokougleničnih čelika uklanja se cementitna mreža tako što se nešto bržim hlađenjem (hlađenjem na vazduhu) austenita sprečava izdvajanje cementita na granicama metalnih zrna tj. sprečava se ponovno stvaranje cementitne mreže. Dobijena struktura sastoji se od sitnih lamela ferita i cementita (sorbit).

Na slici 10.22 prikazana su mehanička svojstva ugljeničnih čelika dobijena posle potpunog žarenja i normalizacije.

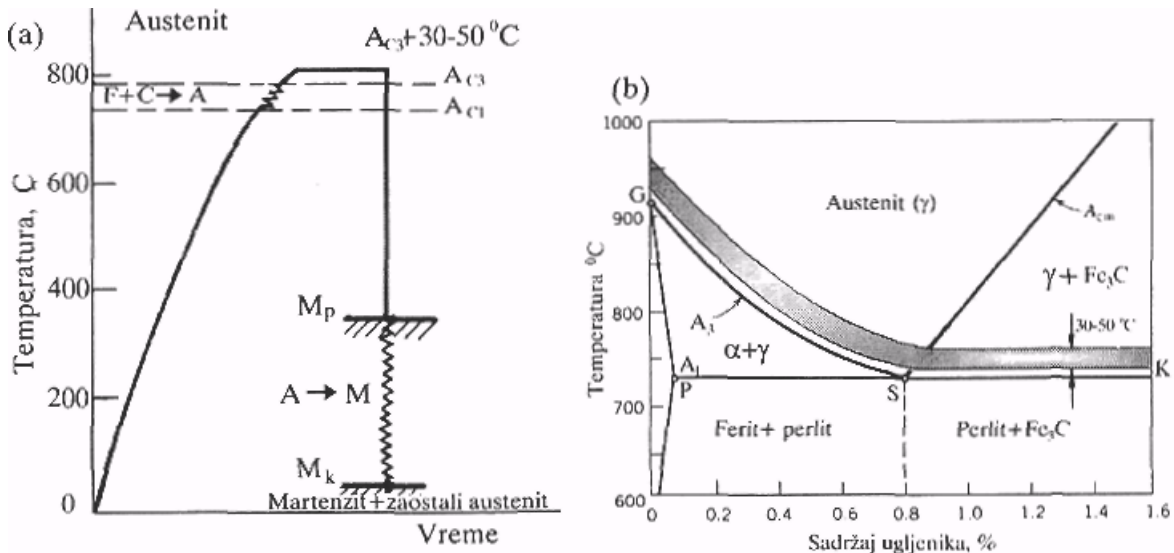


Slika 10.22. Mehanička svojstva ugljeničnih čelika u zavisnosti od procenta ugljenika i postupka žarenja.

10.2.2. Kaljenje

Kaljenje je proces kojim se čelik zagreva do temperatura nešto iznad kritične, a zatim hladi brzinom većom od kritične u cilju dobijanja martenzitne strukture, a time visoke tvrdoće i otpornosti na habanje. Uspešno izvođenje kaljenja čelika i dobijanje pretežno martenzitne strukture po celom poprečnom preseku dela zavisi od više faktora: *temperature zagrevanja, vremena zagrevanja, sredine u kojoj se izvodi zagrevanje, brzine hlađenja i prokaljivosti.*

Izbor temperature zagrevanja. Temperatura zagrevanja zavisi od sadržaja ugljenika u čeliku, kako je to pokazano na delu dijagrama stanja Fe-Fe₃C (sl.10.23b). Podeutektoidni čelik zagreva se na temperaturu 30–50°C iznad tačke A_{C3}.



Slika 10.23. (a) Šematski prikaz procesa kaljenja čelika; (b) temperaturna područja zagrevanja čelika.

Zagrevanjem, početna feritno–perlitna struktura prevodi se u austenit, koji se kasnije hladi brzinom većom od kritične i koji se transformiše u martenzit.

U slučaju izbora nedovoljne temperature, niže od tačke A_{C3}, a više od A_{C1} tj. u intervalu od A_{C1}–A_{C3}, ostaje jedan deo ferita nepreveden u austenit. Posle hlađenja, u strukturi kaljenog čelika, pored martenzita, pojavljuje se i ferit. Prisustvo ferita u strukturi smanjuje tvrdoću čelika posle kaljenja.

Zagrevanje čelika znatno iznad tačke A_{C3} dovodi do porasta metalnog zrna austenita, a posle hlađenja dobija se struktura koja se sastoji od veoma krtog krupno-igličastog martenzita i zaostalog austenita. Nadeutektoidni čelik zagreva se do temperature 30–50°C iznad tačke A_{C1}. Ovim zagrevanjem celokupan perlit i vrlo mala količina sekundarnog cementita se prevodi u austenit.

Na temperaturi kaljenja struktura čelika se sastoji od austenita i cementita. Hlađenjem brzinom većom od kritične austenit se transformiše u martenzit.

Struktura kaljenog nadeutektoidnog čelika sastoji se iz martenzita po kome su rasuta sitna zrna cementita. Ova struktura obezbeđuje visoku tvrdoću i otpornost na habanje. Ukoliko su zrna cementita sitnija i pravilnije raspoređena, postiže se veća tvrdoća. Ovo je razlog što se pre kaljenja nadeutektoidnih čelika, kovanjem i normalizacijom uklanja cementitna mreža.

Zagrevanjem do temperatura iznad tačke A_{Cm} nema uticaja na povećanje tvrdoće. Posle hlađenja dobija se krupno-igličasta struktura martenzita bez cementita i sa povećanom količinom zaostalog austenita, što utiče na smanjenje tvrdoće.

Za neke legirane čelike temperatura zagrevanja određena je položajem tačaka A_{C1} i A_{C3}, ali je znatno viša, što je uslovljeno malom brzinom i stepenom rastvaranja karbida legirajućih elemenata u austenitu. Na primer: kod čelika visokolegiranih hromom (11–14% Cr) za rastvaranje karbida tipa M₂₃C₆, potrebna temperatura zagrevanja je 150–250°C iznad tačke A_{C3}. Ovo povećanje temperature zagrevanja u mnogim slučajevima ne prouzrokuje приметno povećanje veličine metalnog zrna austenita jer nerastvorene čestice karbida sprečavaju rast zrna.

Niže temperature zagrevanja čelika legiranih karbidoobrazujućim elementima (hrom, volfram, molibden, titan i silicijum) obrazuju niskolegirani i manje stabilni austenit pri hlađenju. Ubrzano razlaganje austenita povećava kritičnu brzinu hlađenja, smanjuje prokaljivost, povećava temperature martenzitne transformacije M_p i M_k i smanjuje tvrdoću martenzita.

Korišćenje viših temperatura zagrevanja dovodi do potpunog rastvaranja karbida, rasta veličine metalnog zrna i homogenizacije austenita. Ovo doprinosi stabilnosti pothlađenog austenita posebno u oblasti perlitne

transformacije, smanjivanju kritične brzine hlađenja i povećanju prokaljivosti. Međutim, prekomerno povećavanje temperature zagrevanja u strukturi kaljenog legiranog čelika povećava količinu zaostalog austenita, što ima za posledicu smanjenje tvrdoće, čvrstoće, toplotne provodljivosti i obradivosti čelika brušenjem.

Potrebno vreme zagrevanja. Vreme zagrevanja mora biti dovoljno dugo da bi se obezbedilo postizanje potrebne temperature po celom poprečnom preseku dela, kao i završetak svih faznih transformacija, a ne sme biti ni suviše dugo jer može izazvati porast austenitnog zrna i razugljenisanje površinskog sloja.

Ukupno vreme zagrevanja τ_u , tj. vreme držanja delova u peći, sastoji se iz zbira dva vremena, odnosno, $\tau_u = \tau_z + \tau_p$, gde je: τ_z vreme zagrevanja do potrebne temperature, a τ_p vreme držanja na toj temperaturi.

Vreme zagrevanja do zadane temperature zavisi od: temperature zagrevanja, sadržaja ugljenika i legirajućih elemenata, veličine i oblika delova, načina smeštanja delova u peći, vrste peći i drugih faktora. Veće brzine zagrevanja treba izbegavati zbog pojave značajnih unutrašnjih napona koji mogu prouzrokovati deformacije i pojave prslina.

Pri postizanju temperature zagrevanja potrebno je delove držati na toj temperaturi određeno vreme, koje mora biti minimalno, ali dovoljno da obezbedi završetak faznih transformacija i postigne dovoljnu koncentraciju ugljenika i legirajućih elemenata u austenitu. Vreme držanja na konstantnoj temperaturi zavisi, kao i vreme zagrevanja, od mnogih faktora koji utiču na proces rastvaranja i faznih transformacija u čeliku.

Potrebno vreme zagrevanja, uključujući i vreme držanja na konstantnoj temperaturi za delove okruglog poprečnog preseka od ugljeničnih čelika može se izračunati po sledećim preporukama: *u plamenim pećima – 1 minut po 1 mm poprečnog preseka, u sonim kadama – 0,5 minuta po 1 mm poprečnog preseka*. Ukupno vreme zagrevanja delova izrađenih od legiranih čelika uvećati za 25–50%.

Sredstva za hlađenje. Brzina hlađenja čelika sa temperature kaljenja ima veliki uticaj za postizanje željenih struktura kao i na konačan rezultat kaljenja. Pravilan izbor sredstva za hlađenje mora da obezbedi željenu strukturu po celom poprečnom preseku, bez pojava većih unutrašnjih napona, prslina i deformacija.

Najveća brzina hlađenja (veća od kritične) najpoželjnija je u temperaturnom intervalu od tačke A_1 do M_p da bi se sprečilo razlaganje pothlađenog austenita u oblasti perlitne i međufazne transformacije, dok u oblasti martenzitne transformacije, tj. u temperaturnom intervalu između M_p i M_k , brzina hlađenja mora biti smanjena. Velika brzina hlađenja u temperaturnom intervalu martenzitne transformacije je nepoželjna jer može dovesti do većih unutrašnjih napona i do pojava prslina. Međutim, smanjena brzina hlađenja u intervalu M_p – M_k može prouzrokovati delimično otpuštanje martenzita i povećati količinu zaostalog austenita, što utiče na smanjenje tvrdoće.

Izbor sredstva za hlađenje bira se u zavisnosti od hemijskog sastava, željene strukture dimenzija i oblika dela. Kao sredstva za hlađenje najčešće se koriste: *mirna ili tekuća voda, slana voda, vodeni rastvori soli i baza, mineralna ulja, rastopljene soli i vazduh*. Zbog različite toplotne provodljivosti, specifične toplote i toplote isparavanja ovih sredstava za hlađenje razlikuju se i njihove brzine hlađenja (sposobnost hlađenja). Relativni odnos sposobnosti hlađenja nekih sredstava za hlađenje je: uzburkana slana voda (5), uzburkana voda (4), mirna voda (1), mirna ulja (0,3), miran vazduh (0,02). Uzburkanost sredstva za hlađenje ima značajan uticaj na brzinu hlađenja. Što je uzburkanost sredstva za hlađenje jača, utoliko je brzina hlađenja veća.

Za hlađenje ugljeničnih i niskolegiranih čelika uobičajeno sredstvo je voda i slana voda. Korišćenjem vode i vodenih rastvora u toku procesa hlađenja menja se sposobnost hlađenja. Ako zagrejani metal uronimo u sredstvo za hlađenje – vodu, na površini metala se stvara plašt od vodenih parnih mehura, zbog ključanja vode na površini metala. Ovako formiran plašt predstavlja barijeru koja slabo provodi toplotu i ometa hlađenje, Uzburkavanjem sredstva za hlađenje ili intenzivnim kretanjem dela u sredstvu, smanjuje se ili se potpuno odstranjuje uticaj plašta pare. U cilju efikasnijeg hlađenja delovi koji se hlade mogu se tuširati vodom pod pritiskom. Slana voda, kao sredstvo za hlađenje, ima veću sposobnost hlađenja jer so pomaže stvaranje mehura na površini dela čime se pojačava uzburkanost.

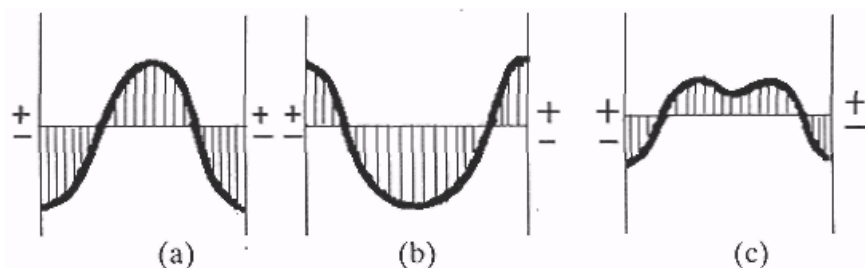
Za hlađenje legiranih čelika upotrebljavaju se mineralna ulja koja imaju znatno manju brzinu hlađenja u odnosu na vodu. Prednost ulja kao sredstva za hlađenje je u tome što: imaju višu temperatura isparavanja (250–300°C); manju brzinu hlađenja u temperaturnom intervalu martenzitne transformacije, pa je smanjena mogućnost stvaranja prslina; ne menjaju sposobnost hlađenja sa promenom temperature ulja u širokom intervalu od 20–150°C.

Unutrašnji naponi u kaljenom čeliku. Kaljeni delovi često se deformišu ili se na njima pojavljuju prslina. Ove greške su posledica pojave unutrašnjih napona. Unutrašnji naponi pri kaljenju mogu se pojaviti usled neravnomernog hlađenja površinskih i unutrašnjih slojeva – *termički naponi*, i usled povećanja zapremine i nejednolike strukture u površinskim i unutrašnjim slojevima – *strukturni naponi*. Ovi unutrašnji naponi ne samo što izazivaju elastične deformacije, već u manjem ili većem stepenu izazivaju i nejednovremenu i nejednaku plastičnu deformaciju slojeva po poprečnom preseku, što ima za posledicu pojavu zaostalih napona.

Nejednake brzine hlađenja spoljnih i unutrašnjih slojeva čelika praćene su i promenom zapremine. Površinski slojevi se brže skupljaju od unutrašnjih, što ima za posledicu pojavu unutrašnjih napona. Posle potpunog hlađenja na površini se javljaju zaostali naponi na pritisak, a u unutrašnjosti dela zaostali naponi na istežanje (sl.10.24a).

Obrazovanje strukturnih napona je posledica nejednake strukture u površinskim i unutrašnjim slojevima. Martenzitna struktura se prvo formira u površinskim slojevima, pa tek kasnije u unutrašnjim (potpuna prokaljivost). Kako je martenzitna transformacija (austenit → martenzit) praćena povećanjem zapremine, to će dovesti do obrazovanja u površinskim slojevima napona na pritisak, a u unutrašnjim slojevima napona na istezanje. Kao rezultat završene transformacije u površinskim slojevima imamo zaostale napone na istezanje, a u unutrašnjim slojevima zaostale napone na pritisak (sl.10.24b).

Kako se pri kaljenju istovremeno pojavljuju termički i strukturni naponi, to se konačno stanje napona dobija sabiranjem (sl.10.24c).



Slika 10.24. Zaostali naponi u procesu kaljenja: (a) termički; (b) strukturni; (c) ukupni.

U zavisnosti od odnosa termičkih i strukturnih napona u površinskom sloju zaostali naponi mogu se razlikovati u znaku i veličini. Kod delova složenog oblika obično su strukturni naponi veći od termičkih.

Ako unutrašnji naponi u procesu kaljenja dostignu veće vrednosti od zatezne čvrstoće materijala, tada može doći do pojave prslina. Pojavu prslina posebno pospešuju naponi na istezanje u površinskim slojevima. Zbog toga je potrebno napone istezanja, koji se uglavnom javljaju kao posledica strukturnih napona, umanjiti. Smanjenje strukturnih napona može se postići smanjivanjem brzine hlađenja neposredno ispod temperature početka martenzitne transformacije, kao i izbegavanjem visokih temperatura zagrevanja, odnosno pregrevanja materijala. Pojava prslina i deformacija je česta pojava kod čelika kod kojih je potrebna velika kritična brzina hlađenja, kao što su niskougljenični čelici.

10.2.3. Prokaljivost čelika

Sposobnost čelika da se kaljenjem dobijeni sloj martenzitne ili martenzitno–trustitne strukture prostire do određene dubine naziva se *prokaljivost*. Pri kaljenju čelika, u zavisnosti od kritične brzine hlađenja i poprečnog preseka dela, dobija se različita struktura od površine ka jezgri. Pošto se unutrašnji slojevi delova sporije hlade od spoljnih slojeva, onda u tom opsegu, gde je brzina hlađenja manja od kritične, prokaljivanje je samo do određene dubine, dok se u jezgri razlaganjem austenita obrazuje lamelarna struktura ferita i cementita (trustit, sorbit ili perlit).

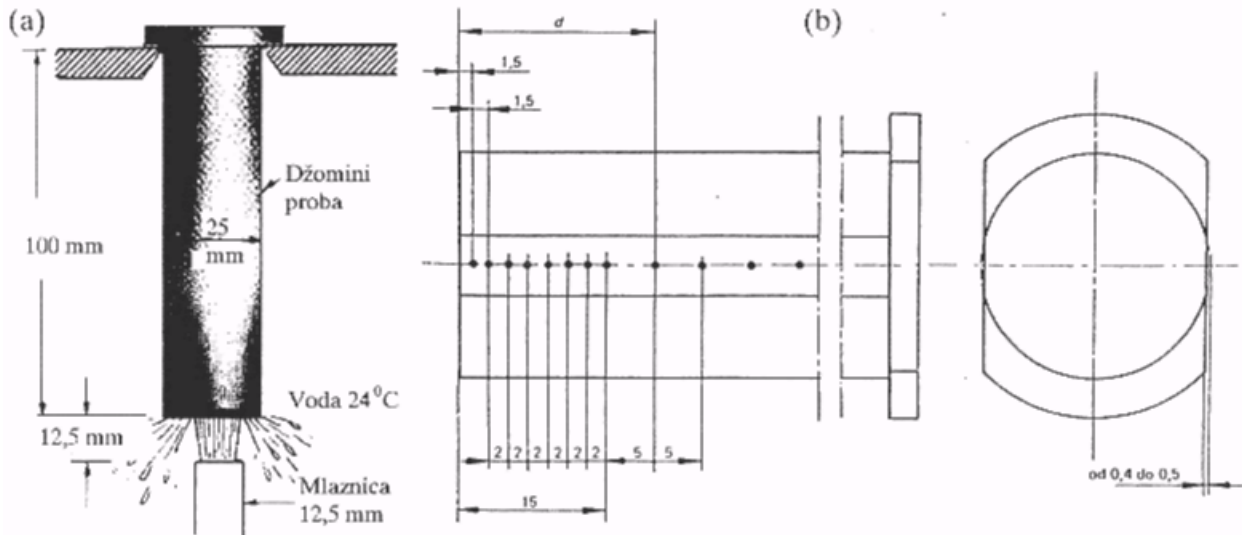
Ako se jezgro hladi brzinom većom od kritične onda se po celom preseku obrazuje martenzitna struktura, u tom slučaju prokaljivost je potpuna. Ovo znači da se sa promenom brzine hlađenja i strukture, od površine ka jezgri, menja i tvrdoća. Prema tome, što je manja kritična brzina hlađenja, veća je prokaljivost i obrnuto, što je veća kritična brzina hlađenja, manja je prokaljivost.

Za dubinu zakaljenog sloja uzima se rastojanje od površine do sloja koji ima strukturu *polumartenzita* (50% martenzit + 50% trustit). Tvrdoća polumartenzitne strukture zavisi od sadržaja ugljenika i sa porastom ugljenika tvrdoća raste.

Svi faktori koji umanjuju kritičnu brzinu hlađenja, odnosno povećavaju stabilnost pothlađenog austenita, povećavaju prokaljivost. Čelici legirani manganom, hromom, molibdenom i manjim količinama bora, imaju veću stabilnost pothlađenog austenita, pa je za hlađenje potrebna manja kritična brzina, što povećava prokaljivost čelika. Elementi koji na visokim temperaturama grade postojeane karbide (W, Ti, V, Nb i dr.) povećavaju prokaljivost ako se zagrevanjem rastvaraju. Nedovoljno visoke temperature zagrevanja i nerastvoreni karbidi smanjuju prokaljivost. Ugljenični, a naročito niskougljenični čelici zahtevaju velike kritične brzine hlađenja i imaju malu prokaljivost. Ove čelike praktično je nemoguće prokaliti po celom preseku ako su veće debljine od 8–15 mm. Veličina metalnog zrna austenita ima velikog uticaja na prokaljivost. Ako se povećavanjem temperature i vremena zagrevanja veličina austenitnog zrna poveća od #8 na #2, dubina zakaljenog sloja raste 2–3 puta. Iz dosadašnjih razmatranja može se zaključiti da prokaljivost čelika zavisi od sadržaja ugljenika, veličine metalnog zrna austenita i od legirajućih elemenata prisutnih u čeliku. Prokaljivost čelika određuje se čeonim kaljenjem – metodom po Džominiju⁵.

⁵ Ispitivanje prokaljivosti čelika čeonim hlađenjem, prema JUS C.A2.051/85.

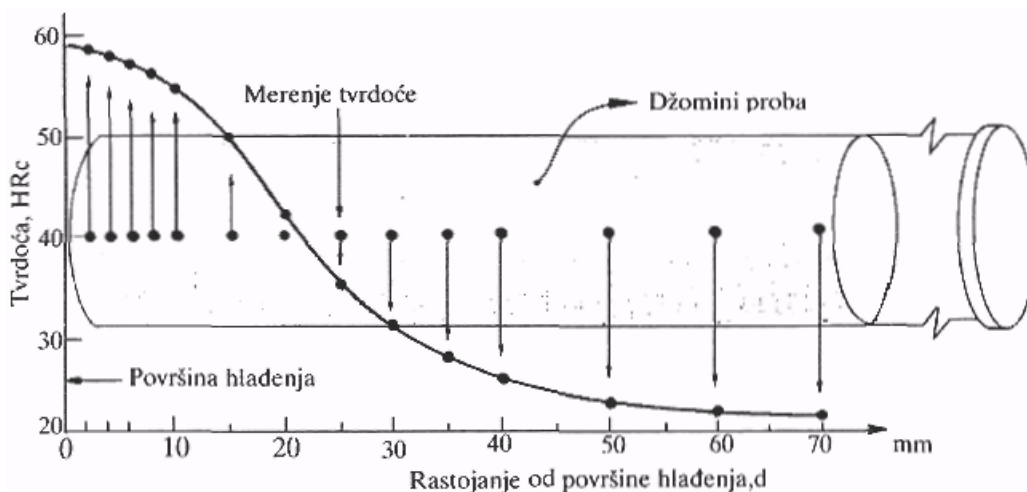
Ispitivanje prokaljivosti čeonim hlađenjem (metoda po Džominiju). Za jedan čelik potrebno je imati direktnu i doslednu povezanost između tvrdoće i brzine hlađenja. Međutim, ta povezanost je visoko nelinearna. Osim toga teorijske osnove za kvantitativnu analizu su vrlo komplikovane. Za rešavanje ovog pitanja u praksi se koristi standardna metoda za određivanje prokaljivosti čeonim hlađenjem čelika (metoda po Džominiju). U ovom postupku ispitivanja prokaljivosti, izuzev hemijskog sastava, svi faktori koji mogu uticati na tvrdoću po dubini komada (oblik i mera uzorka, uslovi hlađenja) održavaju se konstantnim. Cilindrični uzorak standardne veličine ravnomerno se zagreva do temperature u austenitnom području, drži na toj temperaturi određeno vreme i odmah zatim čeonu površinu uzorka hladi mlazom vode određene brzine isticanja, kako je to pokazano na slici 10.25a. Posle hlađenja uzorka do sobne temperature, bruse se dve naspramne površine paralelne sa osom uzorka u cilju merenja tvrdoće. Tvrdoća se određuje metodom HRC duž ose svake brušene površine.



Slika 10.25. Šematski prikaz ispitivanja prokaljivosti čeonim hlađenjem po metodi Džomini.

Odstojanje d za prvih osam tačaka od kaljene čeonu površinu izraženo u milimetrima iznosi: 1,5–3–5–7–11–13–15 mm. Ostale tačke merenja su udaljene za 5 mm jedna od druge (sl.10.25b).

Kriva prokaljivosti se dobija tako što se na apscisnu osu nanosi rastojanje od čeonu površine d , a odgovarajuća tvrdoća HRC (srednja vrednost) na ordinatnu osu (sl.10.26).



Slika 10.26. Kriva prokaljivosti. Tvrdoća u zavisnosti od rastojanja od čeonu površine hlađenja.

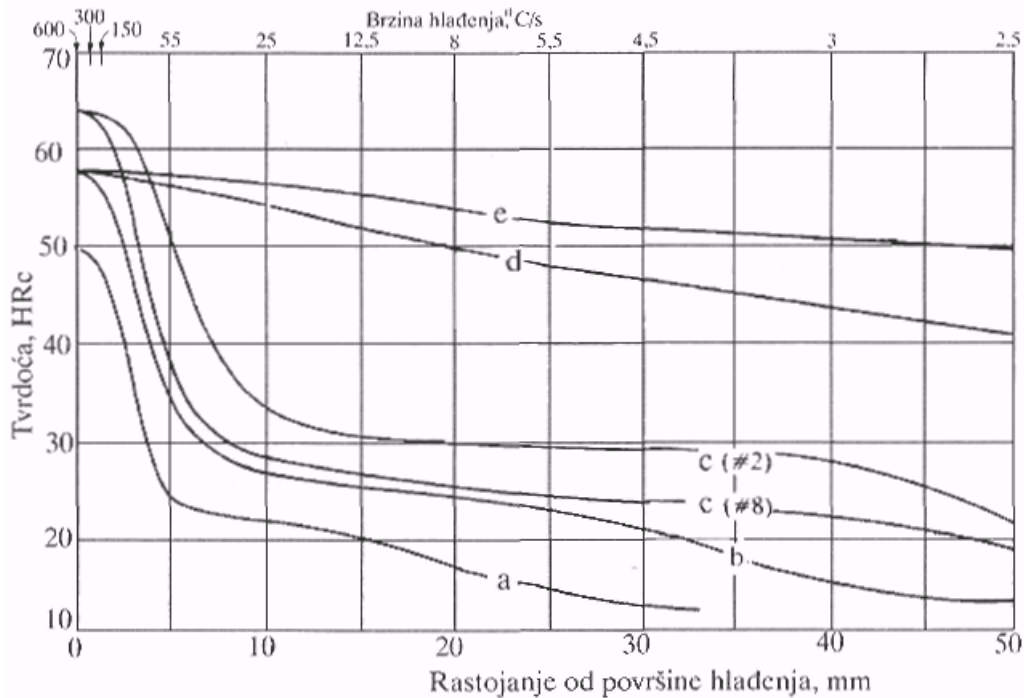
Na slici 10.27 prikazane su krive prokaljivosti za dva niskolegirana i tri ugljenična konstrukciona čelika za poboljšanje. Ako analiziramo krive prokaljivosti navedenih čelika, uočavamo nekoliko pojedinosti. Niskolegirani čelici (d i e) sa visokom prokaljivošću održavaju prilično jednoliku krivu prokaljivosti, dok kod ugljeničnih čelika (a, b i c) krive prokaljivosti veoma brzo opadaju sa porastom rastojanja od čeonu površine.

Za datu brzinu hlađenja, na čeonu površini, navedeni čelici postižu tvrdoće veoma blizu maksimalno mogućih vrednosti, i tvrdoća zavisi samo od sadržaja ugljenika. Na primer, čelici (b, d i e) sa sadržajem ~0,4% C na čeonu površini ($d = 0$ mm) dostižu maksimalnu moguću vrednost tvrdoće, HRC = 57 (vidi sl.10.11). Na

rastojanju $d = 10$ mm tvrdoća za niskolegirane čelike, označene sa d i e, je HRC = 55, odnosno, HRC = 53, dok je za ugljenični čelik b samo HRC = 26. Čelici sa većim sadržajem ugljenika imaju veću tvrdoću na čeonoj površini, gde je najveća brzina hlađenja ($d = 0$ mm), kao i pri manjim brzinama hlađenja ($d = 30$ mm) (c, b i a). Takođe, može se zaključiti da čelik označen sa c, koji ima veće metalno zрно austenita #2, ima veću prokaljivost, jer ima manju brzinu razlaganja austenita.

Ovo se tumači time što za datu brzinu hlađenja krupnozrni austenit daje veću količinu martenzita u odnosu na sitnozrni austenit #8.

Krive prokaljivosti imaju veliki praktičan značaj zato što: (1) ako su poznate brzine hlađenja za bilo koje rashladno sredstvo, tvrdoća se može dobiti direktno sa krive prokaljivosti datog čelika i (2) za izmerenu tvrdoću u bilo kojoj tački, može se odrediti brzina hlađenja za taj čelik korišćenjem krive prokaljivosti. (3) Korišćenjem vrednosti tvrdoće polumartenzitne strukture za poznati sastav čelika i njegove krive prokaljivosti, moguće je odrediti dubinu prokaljivanja.



Čelik	C %	Mn %	Ni %	Cr %	Mo %	Veličina zrna
a	0,20	0,90	0,01			#8
b	0,39	0,89	0,01	0,01		#8
c	0,62	0,81	0,02			#2 #8
d	0,38	0,79	0,01	1,01	0,22	#8
e	0,40	0,75	1,71	0,77	0,30	#8

Slika 10.27. Krive prokaljivosti za pet čelika različitog hemijskog sastava i veličine metalnog zrna.

10.2.4. Načini kaljenja

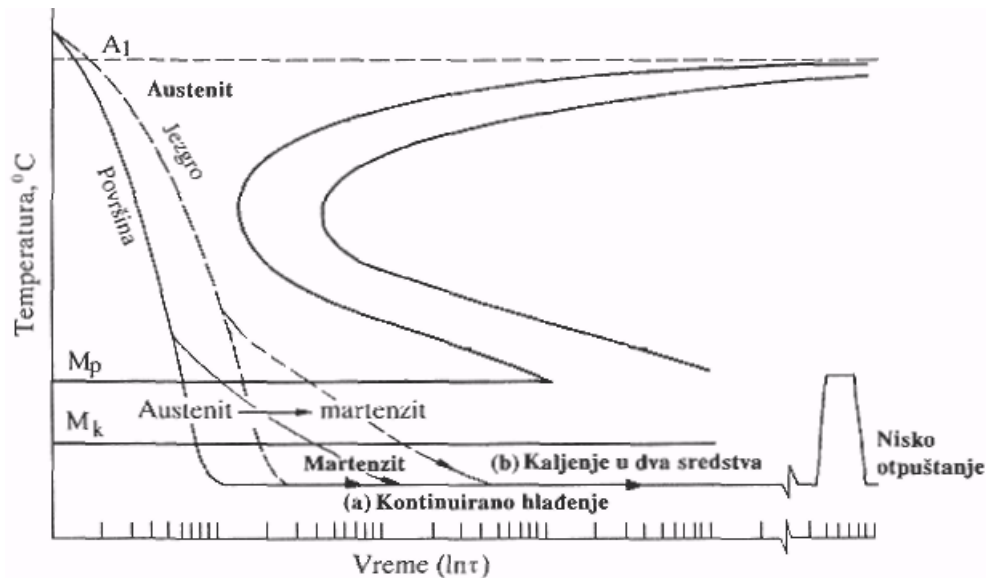
Proces kaljenja se sastoji u zagrevanju do temperature kaljenja (austenitno područje), držanjem na toj temperaturi i kasnije hlađenjem brzinom većom od kritične u cilju dobijanja martenzitne strukture. Za dobijanje kaljenih struktura, zavisno od vrste čelika, oblika i dimenzije dela, bira se najpodesniji način kaljenja.

Kaljenje – hlađenje mašinskih delova može se izvesti: *kontinuiranim kaljenjem*, *kaljenjem u dva rashladna sredstva*, *stepenastim kaljenjem*, *izotermalnim kaljenjem* i *obradom čelika na niskim temperaturama*.

Kontinuirano kaljenje. To je postupak kaljenja sa hlađenjem u jednom rashladnom sredstvu (voda, ulje) do potpunog hlađenja (sl.10.28a). Za ravnomerno hlađenje delova potrebno je njihovo pokretanje u vertikalnom pravcu (gore–dole) ili kružno kretanje u sredstvu za hlađenje. Za ravnomerno hlađenje može se koristiti i cirkulacija sredstva za hlađenje pomoću posebnih uređaja. Nedostatak kaljenja u jednom sredstvu (ako se hladi vodom) pojava je značajnih unutrašnjih napona koji mogu dovesti i do pojave prslina.

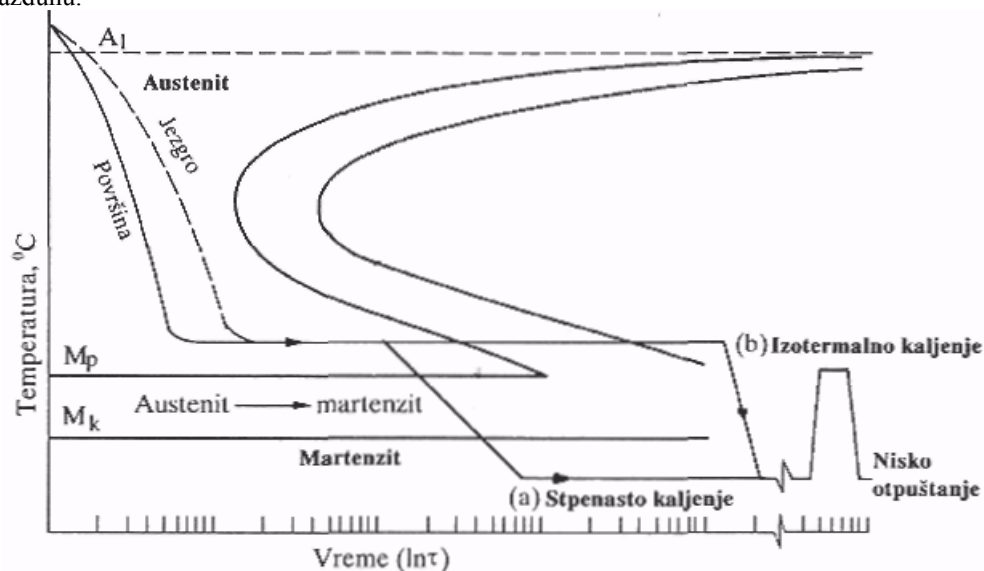
Kaljenje u dva sredstva. Delovi se brzo hlade u vodi do nešto iznad temperature početka martenzitne transformacije M_p , a zatim se prenose u sredstvo sa manjim intenzitetom za hlađenje (ulje, vazduh) i hlade do

sobne temperature (sl.10.28b). Na taj način u temperaturnom intervalu martenzitivne transformacije smanjuju se unutrašnji naponi, a time i mogućnost obrazovanja prslina.



Slika 10.28. Šematski prikaz načina kaljenja. (a) Jedno rashladno sredstvo; (b) dva rashladna sredstva.

Stepenasto kaljenje. Suština ovog načina kaljenja je u tome da se delovi zagrejeni do potrebne temperature hlade u rastopljenim solima (na pr. 55% KNO₃ + 45% NaNO₂ temperature topljenja 137°C ili 75% KOH + 25% NaOH temperature topljenja 150°C). Ove rastopljene soli imaju temperaturu nešto iznad temperature početka martenzitivne transformacije M_p za dati čelik. Posle držanja na toj temperaturi određeno vreme, koje je potrebno da se izjednače temperature po celom preseku, delovi se vade iz rastopljene soli i hlade na vazduhu (sl.10.29a). Za vreme držanja u rastopljenim solima nema strukturnih promena, a martenzitet se obrazuje hlađenjem na vazduhu.



Slika 10.29. Šematski prikaz načina kaljenja: (a) stepenasto kaljenje; (b) izotermalno kaljenje.

Stepenastim kaljenjem smanjuju se: unutrašnji naponi, deformacije i mogućnost pojave prslina. Stepenasto kaljenje ugljeničnih čelika može se primeniti samo kod delova čiji prečnik nije veći od 10 mm, jer brzina hlađenja delova većih dimenzija u rastopljenim solima je manja od kritične, pa dolazi do delimičnog razlaganja austenita i obrazovanja feritno-cementitne strukture, što umanjuje tvrdoću. Delovi od ugljeničnih čelika, a većih su dimenzija, hlade se u rastopljenim solima koje imaju temperaturu nešto nižu od temperature M_p (160–110°C), čime se postižu veće brzine hlađenja. I u ovom slučaju smanjeni su unutrašnji naponi i deformacije.

Izotermalno kaljenje. Ovaj način kaljenja sličan je stepenastom kaljenju, delovi zagrejeni do potrebnih temperatura kaljenja hlade se u rastopljenim solima čija je temperatura nešto iznad temperature početka martenzitivne transformacije M_p. Vreme držanja delova u rastopljenim solima treba da bude dovoljno dugo da bi se

obezbedilo razlaganje austenita i obrazovala struktura nižeg beinita, a zatim se dalje hlade na vazduhu (sl.10.29b). Izotermalno kaljenje ugljeničnih čelika ne daje neka bitna povećanja mehaničkih svojstava u odnosu na termičku obradu poboljšanja (kaljenje + otpuštanje). Kod većine legiranih čelika u procesu izotermalnog kaljenja, razlaganje austenita nije potpuno. Austenit koji se nije transformisao ostaje u strukturi, tako da čelik dobija strukturu beinita sa 10–20% zaostalog austenita. Ovakva struktura čelika ima visoku čvrstoću i dobru žilavost.

Obrada čelika na niskim temperaturama. Posle kaljenja čelika koji sadrži više od 0,4–0,5% C u strukturi, pored martenzita prisutan je i zaostali austenit. Zaostali austenit smanjuje tvrdoću, otpornost na habanje i utiče na promenu dimenzija zbog zakasnele transformacije austenita u martenzit.

Suština ove obrade je u produženom hlađenju kaljenih čelika do temperatura koje su niže od 0°C sa ciljem da se zaostali austenit transformiše u martenzit. Ovoj obradi podvrgavaju se uglavnom čelici čija je temperatura završetka martenzitne transformacije M_k na temperaturi nižoj od 0°C. Snižavanjem temperature završetka martenzitne transformacije M_k do –30°C, pa čak i do –70°C prouzrokuje se transformacija zaostalog austenita u martenzit. Rezultat ove transformacije je porast tvrdoće za 1–3 HRC, povećanje zapremine i stabilizacija dimenzija delova. Kako u procesu obrade dolazi do porasta unutrašnjih napona, hlađenje se izvodi sporo, a odmah zatim obrada otpuštanjem.

Obrada na niskim temperaturama mora se uraditi neposredno posle kaljenja, jer držanje kaljenih čelika nekoliko časova na sobnoj temperaturi može stabilizovati austenit i tako umanjiti efekat obrade.

10.2.5. Otpuštanje

Termička obrada kojom se kaljeni čelik zagreva do temperatura nižih od tačke A_{C1} , drži na toj temperaturi određeno vreme, a zatim sporo hladi, i pri tom prouzrokuje transformaciju nestabilne strukture kaljenog čelika u stabilniju strukturu naziva se *otpuštanje*.

Otpuštanje ima za cilj smanjenje ili potpuno uklanjanje unutrašnjih napona, smanjivanje krтости kaljenog čelika i dobijanje željenih struktura i mehaničkih svojstava. U zavisnosti od temperature zagrevanja razlikuju se tri vida otpuštanja: *nisko, srednje i visoko*.

Nisko otpuštanje. Zagrevanjem do temperature 250°C u trajanju 1 do 2,5 časa i laganim hlađenjem dolazi do smanjenja unutrašnjih napona, tetragonalni martenzit prelazi u manje krty kubni martenzit, povećava se čvrstoća i neznatno žilavost bez bitnijeg smanjenja tvrdoće. Manji deo zaostalog austenita transformiše se u martenzit što izaziva malo povećanje zapremine. Kaljeni čelik (0,6–1,3% C) posle niskog otpuštanja ima tvrdoću HRC = 58–63. Niskom otpuštanju podvrgavaju se alati za rezanje i merni instrumenti izrađeni od ugljeničnih i niskolegiranih čelika, kao i delovi posle površinskog kaljenja i termohemijskih obrada (cementacija, cijaniziranje, karbonitriranje).

Srednje otpuštanje. Zagrevanjem do temperatura 350–500°C i držanjem na njima određeno vreme, veliki deo ugljenika biva istisnut iz rešetke martenzita. Istisnuti ugljenik se izdvaja u vidu mikroskopski sitnih lamela cementita, karakterističnih za trustitnu strukturu. Struktura čelika posle srednjeg otpuštanja je *otpušteni trustit*. Otpuštanjem smanjuje se tvrdoća na HRC = 40–50, povećava se granica elastičnosti i žilavost.

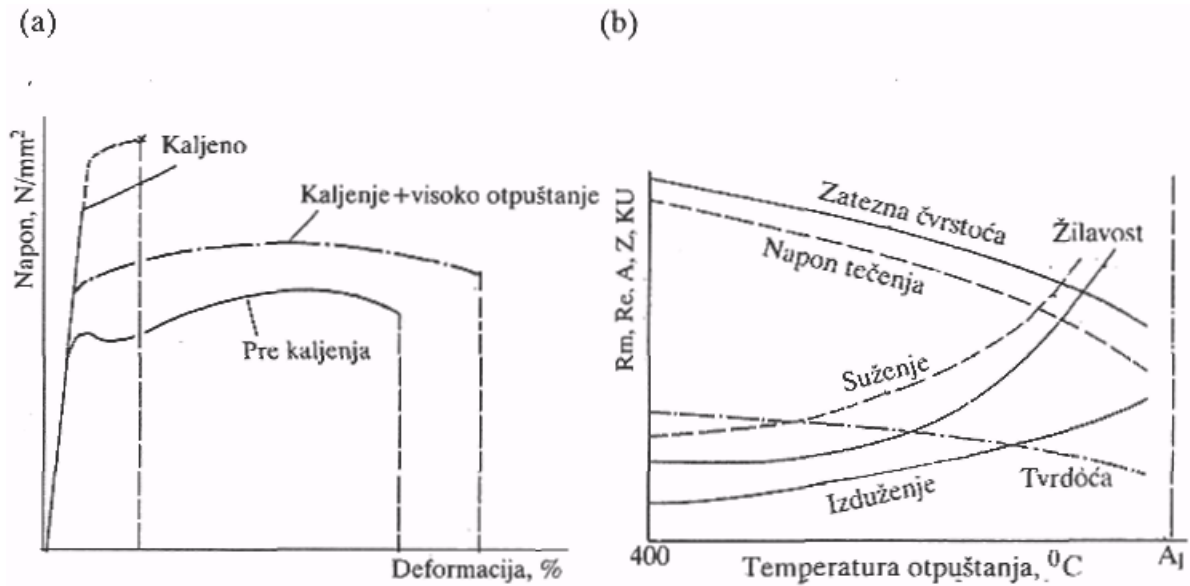
Visoko otpuštanje. Zagrevanjem do temperatura 500–680°C i držanjem 1–6 časova, u zavisnosti od dimenzija delova, dolazi do ukрупnjavanja cementitnih lamela, a dobijena struktura je *otpušteni sorbit*. Visokim otpuštanjem postiže se najbolji odnos između čvrstoće i žilavosti.

10.2.6. Poboljšanje

Kombinovani postupak termičke obrade čelika, koji se sastoji iz kaljenja i visokog otpuštanja, koji ima za cilj postizanje visoke vrednosti napona tečenja i visoke vrednosti žilavosti naziva se *poboljšanje*. Ovaj postupak nalazi najširu primenu kod konstrukcionih ugljeničnih (0,3–0,6%C), nisko i srednjelegiranih čelika (vidi *čelici za poboljšanje*). Od kakvog je značaja termička obrada poboljšanjem može se zaključiti po tome što se najodgovorniji delovi mašina (osovine, vratila, zupčanci, zavrtnji i dr.) koriste u poboljšanom stanju.

Posle kaljenja čelik ima visoku vrednost napona tečenja, ali malu plastičnost i nisku vrednost žilavosti. Naknadnim visokim otpuštanjem, zagrevanjem do temperatura od 530–680°C i sporim hlađenjem, uklanjaju se ili bar smanjuju unutrašnji naponi, strukturne nehomogenosti karakteristične za kaljene delove, i martenzit se prevodi u sorbit. Sa porastom temperature otpuštanja smanjuju se zatezna čvrstoća, napon tečenja, tvrdoća, a rastu izduženje i žilavost (sl.10.30b). Sorbit dobijen ovim načinom ima bolja mehanička svojstva u odnosu na sorbit dobijen direktnim kaljenjem.

Posle poboljšanja čelik ima veću vrednost napona tečenja i veće izduženje nego pre kaljenja (sl.10.30a). Ovim se znatno povećava površina ispod krive napon–izduženje, što jasno ukazuje na povećanje vrednosti žilavosti u odnosu na stanje pre poboljšanja, a pogotovu u odnosu na stanje posle kaljenja.



Slika 10.30. (a) Dijagram napon–izduženje, pre kaljenja, posle kaljenja i poboljšanja; (b) promena mehaničkih svojstava u zavisnosti od temperature otpuštanja.

Termičkom obradom poboljšanja povećava se čvrstoća, postiže se najbolji odnos između čvrstoće i žilavosti, umanjuje osetljivost na koncentraciju napona, snižava se prelazna temperatura i potrebna je veća energija za razvoj prsline. Međutim, otpornost na habanje, zbog smanjenja tvrdoće, nije velika.

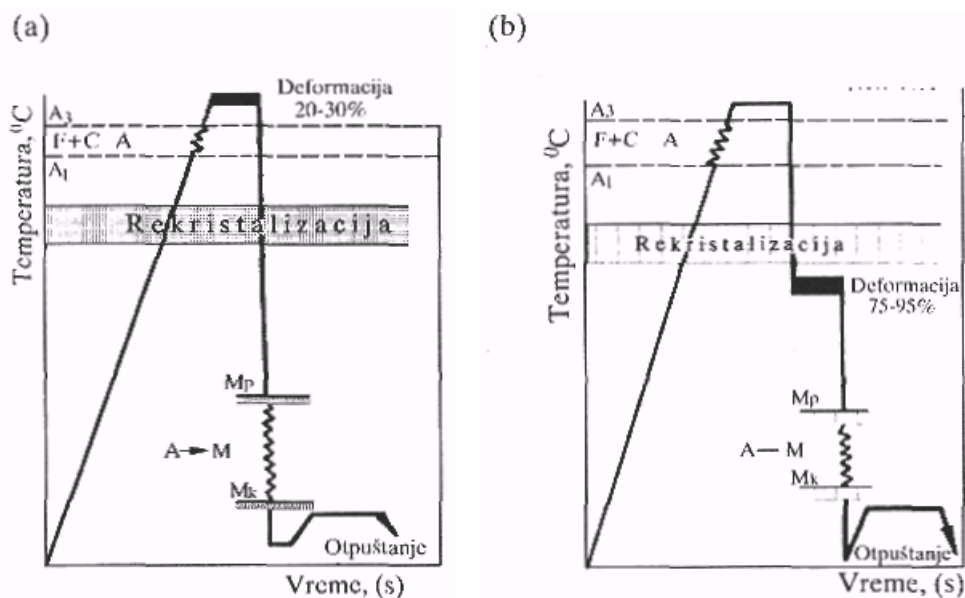
10.3. TERMOMEHANIČKE OBRADJE ČELIKA

Proces termičke obrade kojim se čelik zagreva do temperatura iznad tačke A_{C3} , drži na toj temperaturi određeno vreme, a zatim dobijeni austenit plastično deformiše za određen stepen deformacije i kasnije hladi kritičnom brzinom u cilju dobijanja martenzitne strukture, naziva se *termomehanička obrada*.

Razlikuju se dva načina termomehaničke obrade: *visokotemperaturna termomehanička obrada* (VTMO) i *niskotemperaturna termomehanička obrada* (NTMO).

U procesu VTMO čelik (delovi) zagreva se do temperature iznad tačke A_{C3} i kasnije se plastično deformiše na toj temperaturi (stepen deformacije 20–30%), a zatim se kali i nisko otpušta (sl.10.31a).

U procesu NTMO čelik (delovi) zagreva se do temperatura iznad tačke A_{C3} , hladi do temperature na kojoj je austenit još relativno stabilan, ali niže od temperature rekristalizacije, plastično deformiše na toj temperaturi (stepen deformacije 75–95%), zatim kali i nisko otpušta (sl.10.31b).



Slika 10.31. Šematski prikaz procesa termomehaničkih obrada: (a) VTMO; (b) NTMO.

Sa VTMO može se obrađivati bilo koji čelik (ugljenični, legirani), dok se sa NTMO obrađuju samo čelici sa visokom stabilnošću pothlađenog austenita (legirani čelici).

Posle termomehaničkih obrada dobijena mehanička svojstva čelika su izrazito dobra u poređenju sa svojstvima dobijenim posle termičke obrade kaljenja i otpuštanja ($R_m = 2000\text{--}2200\text{ N/mm}^2$, a izduženje $A_{5,65} = 3\text{--}4\%$). Najveća čvrstoća se postiže posle NTMO: zatezna čvrstoća $R_m = 2800\text{--}3300\text{ N/mm}^2$, a izduženje $A_{5,65} = 5\text{--}7\%$. Posle VTMO: zatezna čvrstoća $R_m = 2200\text{--}2600\text{ N/mm}^2$, a izduženje $A_{5,65} = 7\text{--}8\%$. Ovde je vrlo važno primetiti da, posle termomehaničkih obrada pored visokih vrednosti zatezne čvrstoće, čelik zadržava i dobru plastičnost.

Visoka mehanička svojstva čelika posle termomehaničkih obrada objašnjavaju se povećanjem gustine dislokacija u martenzitu, drobljenjem njegovih kristala na subzrna veličine delova mikrona, sa velikom uzajamnom razorijentisanošću od $10\text{--}15^\circ$. Dislokaciona struktura koja je formirana u austenitu pri deformaciji ostaje posle kaljenja i otpuštanja u martenzitu.

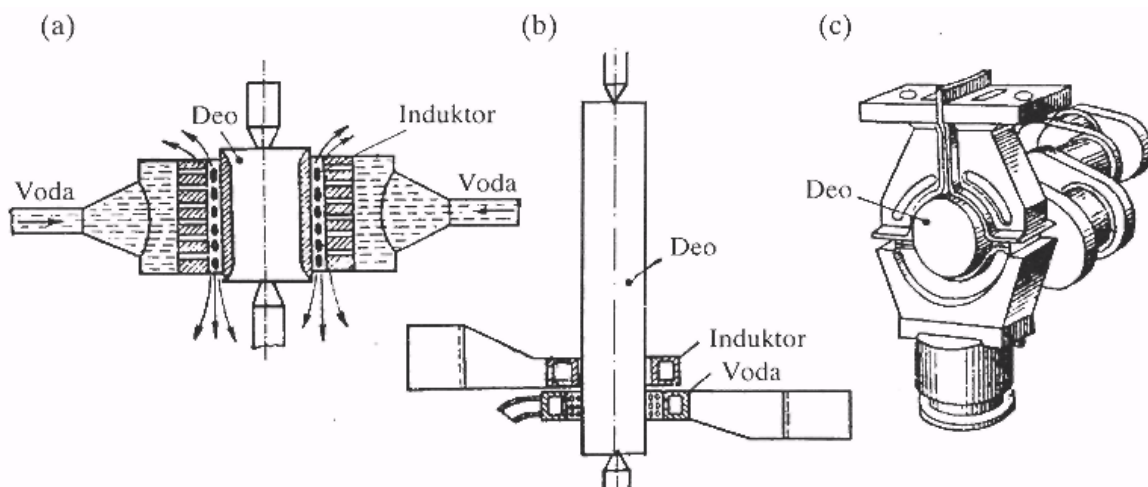
10.4. POVRŠINSKO KALJENJE

Proces termičke obrade u kojem se zagreva samo površinski sloj do temperature iznad tačke A_{C3} za podeutektoidne, i iznad tačke A_{C1} za nadeutektoidne čelike, a zatim hladi brzinom većom od kritične brzine, sa ciljem da se u površinskom sloju dobije martenzitna struktura naziva se *površinsko kaljenje*. Ovim načinom kali se samo površinski sloj, dok jezgro mašinskog dela zadržava svoju polaznu strukturu. Osnovna namena površinskog kaljenja je povećanje: *površinske tvrdoće, otpornosti na habanje, otpornosti na koroziju i dinamičke čvrstoće*.

U industrijskoj praksi najviše se koristi postupak površinskog kaljenja indukcijom zagrevanjem, a ređe površinsko kaljenje zagrevanjem gasnim plamenom. Za oba postupka površinskog kaljenja zajedničko je da se čelik zagreva snažnim toplotnim izvorom, a zatim odmah hladi da bi se sprečilo dublje prodiranje toplote, a time i veće prokaljivanje.

Površinsko kaljenje indukcijom zagrevanjem. Za zagrevanje delova koristi se struja visoke učestanosti ($0,5\text{--}100\text{ kHz}$). Struja visoke učestanosti koja se propušta kroz induktor stvara promenljivo magnetno polje. Postavljanjem dela u promenljivo magnetno polje induktora, u delu se stvaraju vihorne struje koje zagrevaju njegov površinski sloj do potrebne temperature za kaljenje. Dubina prodiranja struje jednaka je dubini zakaljenog sloja i zavisi od učestanosti struje. Što je viša učestanost struje, to je manje prodiranje u dubinu materijala dela, a samim tim je manja dubina zakaljenog sloja. Dubina zakaljenog sloja se može vrlo tačno regulisati, a kreće se u granicama od $0,7\text{--}6\text{ mm}$. Na primer: za dubinu sloja od 1 mm optimalna učestanost struje je $50\text{--}60\text{ kHz}$; za sloj 2 mm $\sim 15\text{ kHz}$, a za sloj 4 mm $\sim 4\text{ kHz}$. Brzina zagrevanja u oblasti faznih transformacija od tačke A_{C1} do A_{C3} $\sim 30\text{--}300^\circ\text{C/s}$. Brzina i temperatura zagrevanja zavise od učestanosti struje i zazora između induktora i dela koji se kali. Dubina zakaljenog sloja postiže se od $0,7\text{--}6\text{ mm}$.

Hlađenje posle zagrevanja zavisi od oblika i dimenzija delova. Kaljenje delova manjih dimenzija je jednovremeno zagrevanje i hlađenje po celoj površini dela (sl.10.32a). Delovi se prvo zagreju, a zatim hlade mlazom vode kroz otvore na unutrašnjoj strani induktora. Delovi veće dužine se neprekidno provlače kroz induktor određenom brzinom. Neprekidnim provlačenjem deo se postepeno zagreva po celoj dužini. Odmah iza induktora postavljen je uređaj za hlađenje iz koga se mlazom vode hlade zagrejane površine dela (sl.10.32b). Ako se površinsko kaljenje primenjuje na pojedine površine delova, koristiće se postepeno zagrevanje i hlađenje svake pojedinačne površine, kako je to pokazano na primeru kaljenja rukavaca kolenastog vratila (sl.10.32c).



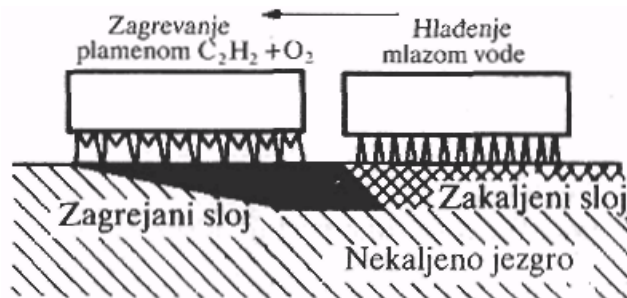
Slika 10.32. Šematski prikaz načina površinskog kaljenja indukcijom zagrevanjem:
(a) jednovremeno; (b) neprekidno; (c) pojedinačno.

Posle kaljenja, u cilju smanjenja unutrašnji napona, delovi se nisko otpuštaju (160–200°C).

Delovi površinski kaljeni indukcijom zagrevanjem imaju dobra mehanička svojstva: visoku tvrdoću u površinskom sloju HRC = 50–60, visoku otpornost na habanje, visoku čvrstoću uz relativno malo smanjenje žilavosti i visoku dinamičku čvrstoću.

Indukciono zagrevanje ima više prednosti: kratko vreme zagrevanja, posle obrade kaljenjem na površini delova nema oksida, smanjena je pojava unutrašnjih napona i deformacija kao posledica obrade, moguća je potpuna automatizacija procesa obrade, indukcijom zagrevanje nema ekonomske opravdanosti za pojedinačnu obradu jer se za svaki pojedinačni oblik dela mora izraditi odgovarajući induktor, što proizvodi visoke troškove obrade.

Površinsko kaljenje zagrevanjem gasnim plamenom. Ovaj način površinskog kaljenja kao toplotni izvor za zagrevanje površina delova koristi toplotu nastalu sagorevanjem mešavine acetilena i kiseonika ($C_2H_2 + O_2$). Plamen mešavine acetilena i kiseonika ima vrlo visoku temperaturu ~3150°C usled čega se površinski sloj brzo zagreva do potrebne temperature kaljenja za kratko vreme, dok unutrašnji slojevi – jezgro, ostaju nezagrevani. Posle zagrevanja odmah sledi hlađenje mlazom vode (sl.10.33). Posle površinskog kaljenja delovi se nisko otpuštaju na temperaturi 160–180°C, u cilju smanjenja unutrašnjih napona. Struktura u tankom površinskom sloju je martenzitna, a u nižim slojevima trustitno–martenzitna.



Slika 10.33. Šematski prikaz površinskog kaljenja zagrevanjem gasnim plamenom.

Dubina zakaljenog sloja može biti od 2–6 mm, što zavisi od snage gorionika i brzine njegovog kretanja i rastojanja između gorionika i mlaznica za hlađenje. Sa povećanjem brzine kretanja gorionika smanjuje se vreme dejstva plamena, što smanjuje dubinu prokaljivanja.

Smanjivanjem brzine kretanja gorionika dobija se veća dubina prokaljivanja, ali može doći do pregrevanja materijala sa svim negativnim posledicama. Tvrdoća zakaljenog sloja kod čelika sa 0,4–0,5% C može dostići vrednost HRC = 50–56. Nedostatak ovog načina površinskog kaljenja je mogućnost pregrevanja površinskog sloja i teško ostvarivanje zadate dubine prokaljivanja.

Ovaj način površinskog kaljenja koristi se za delove velikih dimenzija kao što su: valjaonički valjci za hladno valjanje metala, velika vratila, zubi velikih zupčanika i dr.

10.5. GREŠKE NASTALE U PROCESU TERMIČKE OBRADU

Usled nepravilno primenjene tehnologije termičke obrade čelika na delovima mogu nastati različite greške kao što su: *nedovoljno zagrevanje, pregrevanje, pregorevanje, razugljenisanje, prsline i deformacije.*

Nedovoljno zagrevanje. Nedovoljno zagrevanje nastaje u slučaju ako se čelik zagreje do temperatura koje su niže od potrebnih. Na primer, ako se podeuktoidni čelik zagreje do temperatura koje su niže od tačke A_{C3} , što znači da će deo ferita ostati netransformisan u austenit. Posle hlađenja austenit se transformiše u martenzit, a ferit koji nije transformisan ostaje u strukturi kaljenog čelika. Kao rezultat dobija se struktura martenzit + ferit. Kako je ferit relativno mek (HBS = 80), on smanjuje tvrdoću delova posle kaljenja. Ova greška može se ispraviti tako što se nedovoljno zagrejan kaljeni čelik žari, a zatim ponovo zagreva do potrebnih temperatura.

Pregrevanje. Do pregrevanja dolazi u slučaju ako se čelik zagreva do temperatura koje su mnogo više od potrebnih temperatura (znatno iznad A_{C3} i A_{Cm}), ili ako se pri normalnim temperaturama drži duže vreme. Posledica pregrevanja je pojava krupnozrnog austenita.

U procesu sporog hlađenja pregrejanog čelika u temperaturnom intervalu kritičnih tačaka A_{r3} – A_{r1} , dolazi do pojave jako krte Vidmanštetenove strukture⁶. Kao rezultat pregrevanja u procesu kaljenja obrazuje se krupnoigličasti martenzit. Mehanička svojstva pregrejanog čelika su znatno niža. Otklanjanje grešaka pregrevanja nastalih u procesu žarenja zahteva ponovno žarenje, ili delove podvrgnuti procesu normalizacije. Čelike pregrevane u procesu kaljenja žariti i ponoviti kaljenje.

⁶ Izdvajanje ferita (cementita) u obliku pločica–iglica po granicama metalnih zrna i njihov rast unutar zrna duž određenih ravni.

Pregorevanje. Pregorevanje nastaje u slučaju kada se čelik zagreva do temperatura koje su bliske temperaturi topljenja. Pregorevanje je praćeno izdvajanjem oksida železa po granicama metalnog zrna zbog čega su čelici veoma kruti. Pregorevanje je nepopravljiva greška.

Oksidacija i razugljenisanje. Oksidacija i razugljenisanje čelika u procesu zagrevanja dolazi kao posledica uzajamnog dejstva njegove površine sa gasovima koji se nalaze u atmosferi peći (kiseonik, vodonik). Oksidaciju karakterizuje stvaranje oksida železa FeO na površini delova. Oksid predstavlja nepovratni gubitak materijala, dovodi do neujednačene tvrdoće i zahteva neophodnu dopunsku obradu delova, što povećava troškove izrade. Razugljenisanje je proces smanjivanja sadržaja ugljenika u površinskim slojevima delova ($C + O_2 \rightarrow CO_2$) i dovodi do stvaranja feritne strukture u površinskom sloju, što jako smanjuje tvrdoću na površini delova, a time i otpornost na habanje.

Najbolji način da se delovi u procesu zagrevanja zaštite od oksidacije i razugljenisanja jeste zagrevanje u pećima sa zaštitnom (kontrolisanom) atmosferom koja je inertna u odnosu na čelik.

Prsline. U procesu termičke obrade prsline se obrazuju pri suviše velikim brzinama hlađenja ili zagrevanja. Prsline se pojavljuju kada unutrašnji naponi dostignu vrednost zatezne čvrstoće čelika. One se, uglavnom, obrazuju u procesu kaljenja kada se hlađenje odvija velikom brzinom u temperaturnom intervalu $M_p - M_k$. Sklonost obrazovanja prsline raste sa porastom ugljenika u čeliku i sa povećanjem temperature zagrevanja. Pored toga prsline mogu nastati i zbog pojave koncentracije napona (oštre promene poprečnog preseka, zarez, udubljenja i sl.). Prsline su greške koje se ne mogu ispraviti i delovi sa prslinama se odbacuju.

Da bi se sprečilo obrazovanje prsline preporučuje se: pri konstruisanju delova izbegavanje izvora koncentracije napona; kaljenje sa što je moguće nižim temperaturama; postizanje potpune prokaljivosti, sporo hlađenje u temperaturnom intervalu od $M_p - M_k$ (hlađenje u dva rashladna sredstva, stepenasto ili izotermalno kaljenje, izvođenje otpuštanja odmah posle kaljenja).

Deformacije. Deformacije (izmena dimenzija i oblika), koje nastaju na delovima pri termičkoj obradi, jesu rezultat termičkih i strukturnih napona koji se javljaju u čeliku usled neravnomernog hlađenja i faznih transformacija.

Neravnomerno zagrevanje, visoke temperature, nepravilan položaj delova u sredstvu za hlađenje i velike brzine hlađenja u temperaturnom intervalu martenzitne transformacije mogu dovesti do krivljenja delova. Sprečavanje krivljenja delova postiže se pravilnim izborom režima termičke obrade (temperatura zagrevanja, brzina i način hlađenja), a kod dugih i tankih delova koristiti se kaljenje u alatima.

10.6. TERMIČKA OBRADA LIVENIH GVOŽĐA

Termička obrada livenih gvožđa izvodi se radi smanjenja unutrašnjih napona, kao i popravljivanja mehaničkih svojstava i otpornosti na habanje. Zbog toga odlivci livenih gvožđa podvrgavaju se: *žarenju u cilju otklanjanja unutrašnjih napona; normalizaciji i kaljenju sa otpuštanjem.*

Žarenje u cilju otklanjanja unutrašnjih napona. Odlivci od sivog livenog gvožđa i nodularnog liva, zagrevaju se do temperatura 500–650°C, drže na toj temperaturi 3–10 časova u zavisnosti od dimenzija odlivaka, a zatim sledi sporo hlađenje u peći. Posle ovog žarenja mehanička svojstva se ne menjaju, ali unutrašnji naponi se umanjuju za 80–90%.

Normalizacija. Povećanje mehaničkih svojstava i otpornosti na habanje livenih gvožđa postiže se dobijanjem perlitne strukture metalne mase. Odlivci sivog livenog gvožđa i nodularnog liva, feritne ili feritno–perlitne strukture metalne mase, zagrevaju se do temperature 850–950°C sa ciljem povećavanja količine vezanog ugljenika, odnosno rastvaranja dela grafita u austenitu. Posle sporog hlađenja umesto feritne ili feritno–perlitne strukture dobija se perlitna struktura odlivaka, povećava se tvrdoća i otpornost na habanje.

Kaljenje sa otpuštanjem. U cilju povećanja čvrstoće, tvrdoće i otpornosti na habanje, odlivci sivog livenog gvožđa, nodularnog liva i temper livenih gvožđa, zagrevaju se do temperatura 850–930°C, drže na toj temperaturi 0,5–3 časa radi progrevanja i povećanja procenta ugljenika rastvorenog u austenitu. Hlađenjem u vodi ili ulju dobija se struktura martenzit + grafit, tvrdoće HRC = 55–60. Posle kaljenja, delovi koji su u toku rada izloženi habanju, otpuštaju se na temperaturi 250–300°C, a ostali delovi na temperaturi 400–600°C. Odlivci livenih gvožđa mogu se i površinski kaliti.