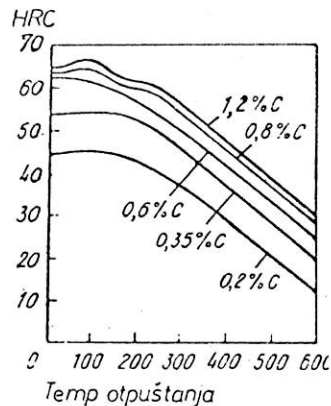


PROBLEMATIKA OTPUŠTANJA

Nakon kaljenja neophodno je otpuštanje čelika sa ciljem da se postigne željeni kvalitet alata kojim će se postići potrebne eksploatacione osobine. Međutim otpuštanje nakon kaljenja je veliki problem kod alatnih čelika sa obzirom na ogroman uticaj vrste čelika (sadržaj legirajućih elemenata), prethodne termičke obrade i zahteva eventualnih naknadnih postupaka koji su predviđeni tehnologijom izrade (nitriranje, depozicija tvrdih prevlaka i td.).

Kod ugljeničnih čelika dijagram otpuštanja izgleda relativno jednostavno – sl 1.



Sl. 1. Zavisnot tvrdoće otpuštanja od temperature otpuštanja

Oblik linija je skoro isti ali je položaj zavistan od sadržaja ugljenika. Čelik sa 0,2% ugljenika ima najniže tvrdoće dok čelik sa 1,2% ugljenika ima najveće tvrdoće. Kod nadeutektoidnih čelika postoji određena nepravilnost linije u zoni temperatura otpuštanja između 80 i 250°C kao posledica uticaja zaostalog austenita koji se normalno javlja kod te vrste čelika pri kaljenju.

Procese otpuštanja možemo objasniti na primeru ugljeničnog čelika sa 1,2% ugljenika. Nakon kaljenja struktura se sastoji od martenzita (tetragalnog) i zaostalog austenita, uz prisustvo velikih unutrašnjih zaostalih mikro i makro napona. Ovakva struktura je metastabilna i može se menjati pod uticajem naknadnog zagrevanja, dejstva spoljnih napona i td. Stoga važe dva veoma važna pravila:

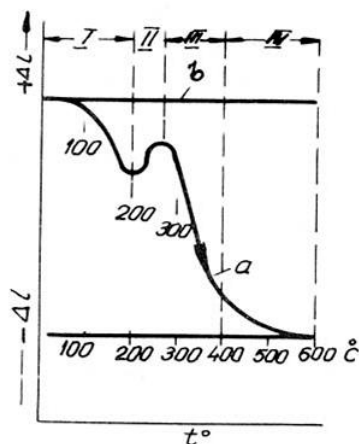
- **Otpuštanje se mora izvršiti odmah nakon kaljenja sa ciljem da se izbegne opasnost od pucanja alata zbog dejstva zaostalih unutrašnjih napona**
- **Otpuštanje se obaveno mora izvršiti na takav način da se dobije stabilnost strukture pri uslovima rada alata u planiranim radnim uslovima.**

Prilikom otpuštanja mogu se lako pratiti promene strukture materijala preko praćenja promene dimenzija reprezentativnog uzorka. Ako se uzme referetni uzorak koji je od istog čelika, ali sa meko žarenom strukturom, koja pri zagrevanju od 20 do 650°C nema nikakvih promena u strukturi, može se njegova linija promene dimenzija uzeti kao ravna horizontalna linija – slika 2. Linija promene dimenzija pri zagrevanju ispitivanog uzorka ima veoma karakterističan oblik. Tu razlikujemo nekoliko stadijuma (I do IV).

- Od 0 do 80°C nema promene dimenzija pri zagrevanju
- Od 80 do 200°C javlja se smanjenje dimenzije pri zagrevanju
- Od 250 do 300°C javlja se povećanje dimenzija

- Zagrevanje iznad 300 pa do približno 400°C rezultuje veoma intenzivnim skupljanjem uzorka
- Zagrevanje iznad 400°C je praćeno skupljanjem uzorka, ali sa malim intenzitetom

Treba napomenuti da se dužim zagrevanjem iznad 680 °C dobija efekat mekog žarenja, ali bez bitnijih promena dimenzija uzorka.



Sl. 2.

Temperaturne oblasti, odnosno stadijumi, označeni na slici 2 moraju se uslovno uzeti, posebno kod alatnih (legiranih) čelika, pošto na položaj pojedinih stadijuma jako utiču:

- Vrsta čelika
- Trajanje procesa otpuštanja
- Karakteristike martenzita nakon kaljenja
- Brzina zagrevanja pri otpuštanju i td.

Procesi koji se odvijaju pri otpuštanju legiranih alatnih čelika su veoma složeni, ali najvažniji je razlaganje martenzita. Drugi je proces razlaganja zaustalog austenita. Veoma je važan i proces smanjenja zaostalih unutrašnjih napona.

Polazno stanje je zakaljena struktura sa sledećim karakteristikama:

- Velika prezasićenost čvrstog rastvora (martenzita)
- Prisustvo velikog broja dislokacija ili dvojnika
- Prisustvo određene količine zaustalog austenita.

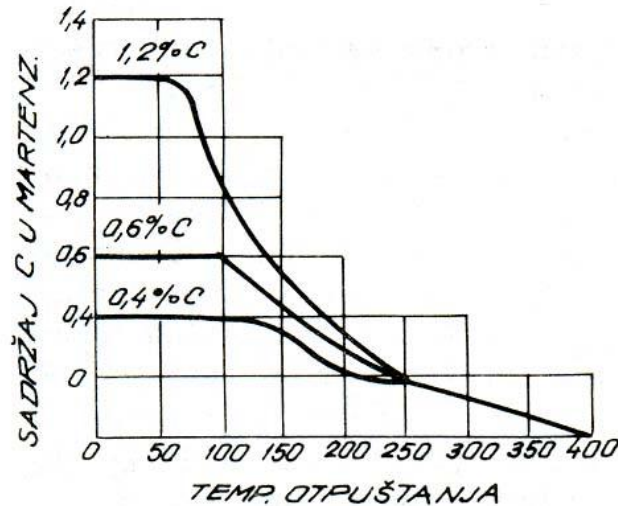
Razlaganje martenzita kaljenja započinje u toku prvog stadijuma, i to na temperaturama do 80°C i zove se **predizdvajanje**. Tu se odvijaju istovremeno procesi:

a) Promene u rasporedu C atoma u rešetki martenzita kaljenja. Difuzija atoma C u martenzitu je moguća i na temperaturama ispod 0°C ali na veoma mala rastojanja. Ovaj proces je manje intenzivan kod čelika sa višjim sadržajem ugljenika.

b) Drugi proces je povezivanje atoma C sa vakansijama i dislokacijama, pošto u tom položaju atomi imaju manju slobodnu energiju, pa je ovo stanje stabilnije. Za potpuno povezivanje je potrebno oko 0,2% C.

c) Treći proces je sakupljanje atoma ugljenika duž određenih ravni. Orijehtacija ravni zavisi od toga dali je martenzit igličasti ili masivni. Tako se formiraju deliči strukture sa lokalnim povišenim sadržajem ugljenika kao priprema za izdvajanje karbidnih faza.

Razlaganje martenzita na temperaturama 100 do 250°C naziva se *prvo martenzitno razlaganje*. Kod čelika koji imaju više od 0,4% C dolazi do naglog pada stepena tetragonalnosti, tako da se odnos c/a približava skoro jedinici na 250°C. U martenzitnoj osnovi preostaje svega 0,25 do 0,35% C i takav martenzit se obeležava kao χ - martenzit (sl.3).



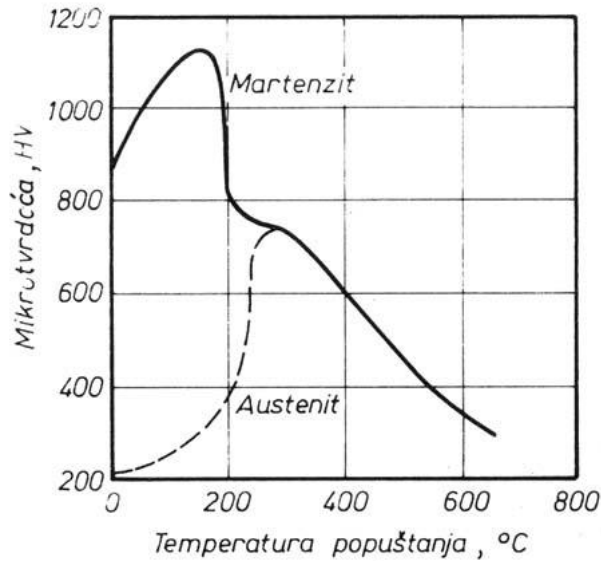
Sl.3

Kod svih čelika sa %C većim od 0,2 dolazi već na 100°C do pojave stvaranje prelaznog ili metastabilnog ϵ - karbida. Ovom karbidu odgovara formula $Fe_{1,5-2,4}C$ (pošto je sa sniženim udelom ugljenika) i ima koherentnu granicu sa martenzitom. Ima heksagonalnu gusto pakovanu rešetku i veoma male dimenzije, tako da se vidi samo pri povećanjima oko 10.000x (odnosno sa elektronskim mikroskopom). Kod čelika sa manje ili jednako 0,2% C ne dolazi do formiranja ovog karbida jer je sav ugljenik vezan sa dislokacijama ili vakansijama, tako da nema efekta kaljenja kod ovih čelika.

Drugo razlaganje martenzita započinje na temperaturama oko 250°C i traje sve do približno 400°C. Povišena temperatura povećava difuziju ugljenika na veća rastojanja tako da se stvaraju klice karbida (Fe_3C) raspoređenog u osnovi od osiromašenog martenzita. Izlučivanje karbidne faze praćeno je naglim padom dimenzija uzorka – slika 2.

Koagulacija i sferoidizacija karbida je proces koji se odvija u fazi IV (sl.1.) i kod koje ima pad dimenzija sa porastom temperature, ali linija opadanja je blaga. Na nižim temperaturama otpuštanja novonastali cementit je u obliku pločica sa polukoherentnom granicom sa osnovom. Pri povišenju temperature otpuštanja stvaraju se uslovi za sferoidizaciju, jer taj oblik zrna karbida ima najnižu slobodnu energiju i predstavlja najstabilnije stanje strukture. Što je duže trajanje otpuštanja i što je temperatura procesa bliža 600°C time je zrno karbida bliže sfernom obliku.

Razlaganje zaostalog austenita ima važnu ulogu kod termičke obrade alatnih čelika, posebno sa onim koji sadrže više od 1,2% C. Proces se odvija na temperaturama između 200 i 300°C, zavisno od vrste čelika i kvaliteta strukture nakon kaljenja. Mehanizam razlaganja zaostalog austenita je sličan mehanizmu stvaranja donjeg beinita, odnosno ključnu ulogu ima pojava zona prezasićenog čvrstog rastvora ferita. Na slici 4 se vidi da sa povišenjem temperature dolazi do promene tvrdoće martenzita (opada) i zaostalog austenita (raste) što rezultuje da u jednom trenutku imaju istu tvrdoću. Stoga se može reći da pri razlaganju zaostali austenit prelazi u strukturu koja je po osobinama ista kao martenzit otpuštanja na toj temperaturi.

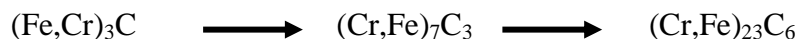


Sl.4.

Uticaj legirajućih elemenata na procese otpuštanja alatnih čelika jako zavisi od vrste i sadržaja konkretnog elementa. Difuziona pokretljivost ovih atoma je uglavnom jako mala ili zanemarljiva ispod 400°C. Istovremeno, difuziona pokretljivost atoma ugljenika je na tim temperaturama veoma velika. Na prvo razlaganje martenzita legirajući elementi ne utiču, ali sa zagrevanjem iznad 300°C dolazi do efekta kočenja rasta karbidnih faza. Legirajući elementi stabilizuju martenzit sve do 450 ili 500°C, pa čak i višlje, zavisno od vrste i količine legirajućih elemenata.

Nikl i mangan nisu karbidotvorni elementi tako da ne utiču na proces stvaranja karbidne faze. Hrom, vanadijum, molibden i silicijum pomeraju stabilnost martenita ka višljim temperaturama.

Do 400°C karbidi imaju isti sadržaj kao i martenzit. Povišenjem temperature povećavamo i difuziju legirajućih elemenata, tako da se sadržaj ugljenika u karbidima menja. Kod hroma karbidi nastaju ovim redom :



Legirajući elementi V i Mo stvaraju svoje karbide direktno iz prezasićenog čvrstog rastvora, tako da nema prelaznih faza kao kod hroma. Temperatura na kojoj počinje intenzivan rast karbida Cr i W je 450°C, dok je kod Mo to tek na 550°C. Nagli rast karbida je praćen sa velikim padom tvrdoće.

Karbidi mogu da imaju veoma različite osobine, zavisno od toga koliko su složeni. Na slici 5 data je zavisnost tvrdoće od vrste karbida koji se sreću kod alatnih čelika. Na desnoj strani dijagrama data je tvrdoća matrice brzoreznog čelika i tvrdoća matrice ugljeničnih alatnih čelika, koji su naravno ovde najmekši.

Generalna klasifikacija i osobine karbida koji se pojavljuju kod alatnih čelika dati su u tabeli T-1.

Cementit (M_3C) je karbid željeza i prisutan je kod svih alatnih čelika. Tvrdoća mu varira od 910 do 1050 HV zavisno od uslova formiranja.

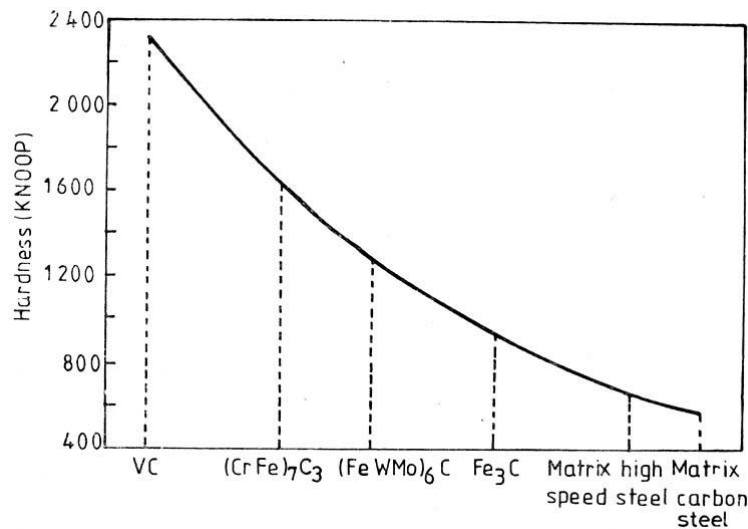
Kompleksni karbidi hroma ($M_{23}C_6$) – kao naprimer $(\text{Cr, Fe, Mo, W, V})_{23}\text{C}_6$ pojavljuju se kod čelika koji sadrže više od 3-4%Cr a manje od 0,8 do 1,0%C. Tvrdoća varira od 1000 do 1100 HV. Kod brzoreznih čelika, gde je temperatura kaljenja jako visoka, ovaj tip karbida se potpuno

rastvara u austenitu, dok se kod drugih alatnih čelika ovaj tip karbida ne rastvara na temperaturama uobičajenim za kaljenje.

Kompleksni karbidi hroma (M_7C_3) – kao naprimer $(Fe, Cr, Mo, W, V)_7C_3$ – prisutni su kod čelika sa više od 3%Cr a manje od 0,8%C. Ovi karbidi imaju veliku tvrdoću, od 1600 do 1800 HV sa čime povišavaju otpornost na habanje čelika i toplotnu postojanost.

Kompleksni karbidi volframa i molibdena (M_6C) – kao naprimer $(W, Mo, Cr, V)_6C$ prisutni su kod brzoreznih čelika i kod čelika za rad na toplo. Tvrdoća im varira od 1200 do 1300 HV. Rastvaraju se u austenitu tek na temperaturama iznad 1150°C. Prilikom otpuštanja potrebno je da se pređe 500 ili čak 600°C da bi se iz prelaznog tipa dobio ovaj tip karbida. Ovi karbidi su veoma pogodni za povećanje otpornosti na habanje.

Karbidi vanadijuma (MC) – odnosno VC – raspolažu izuzetnom tvrdoćom koja dostiže 2000 HV pa jako podižu otpornost na habanje. Rastvaraju se u austenitu pri zagrevanju iznad 1100°C.



Sl. 5.

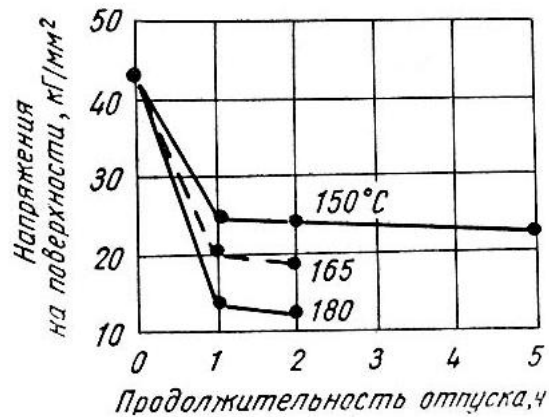
Tabela T-1

Type of carbide	Lattice type	Remarks
M_3C	Orthorhombic	This is a carbide of the cementite (Fe_3C) type, M, maybe Fe, Mn, Cr with a little W, Mo, V.
M_7C_3	Hexagonal	Mostly found in Cr alloy steels. Resistant to dissolution at higher temperatures. Hard and abrasion resistant. Found as a product of tempering high-speed steels.
$M_{23}C_6$	Face-centered cubic	Present in high-Cr steels and all high-speed steels. The Cr can be replaced with Fe to yield carbides with W and Mo.
M_6C	Face-centered cubic	Is a W or Mo rich carbide. May contain moderate amounts of Cr, V, Co. Present in all high-speed steels. Extremely abrasion resistant.
M_2C	Hexagonal	W- or Mo-rich carbide of the W_2C type. Appears after temper. Can dissolve a considerable amount of Cr.
MC	Face-centred cubic	V-rich carbide. Resists dissolution. Small amount which does dissolve reprecipitates on secondary hardening.

Promena osobina pri otpuštanju

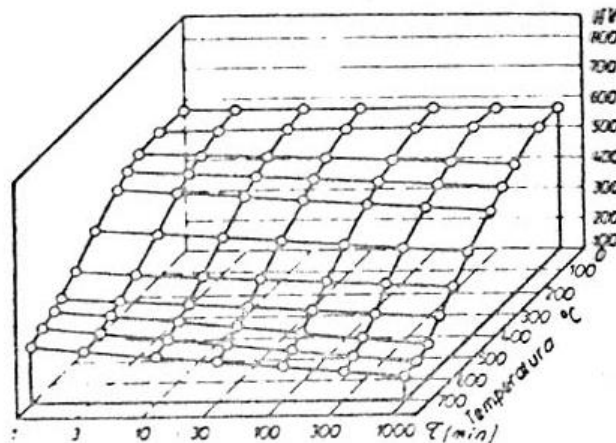
U toku prvog i drugog stadijuma otpuštanja nema bitnih promena tvrdoće i čvrstoće, ali se jako menja nivo unutrašnjih zaostalih napona – sl.6.

Sa povećanjem temperature otpuštanja dolazi do formiranja karbida što je praćeno padom tvrdoće i čvrstoće, a povišenjemi žilavosti. Kod nekih čelika ni žilavost ne raste kontinualno, jer se pojavljuje efekat otpusne krstosti – povratne i nepovratne.



Sl. 6.

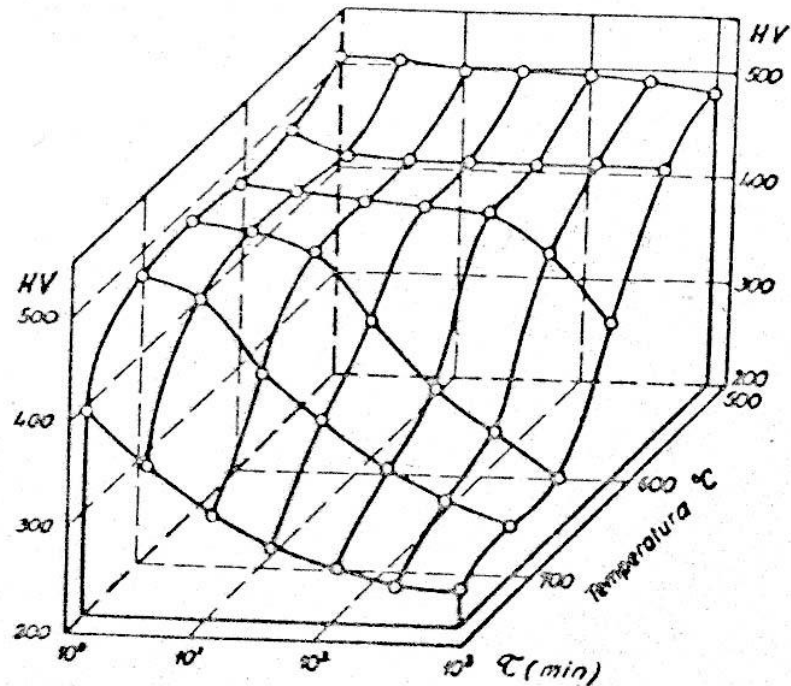
Promena tvrdoće kod ugljeničnih čelika (nelegiranih) ima kontinualnu opadajuću zavisnost od porasta temperature – slika 7.



Sl. 7.

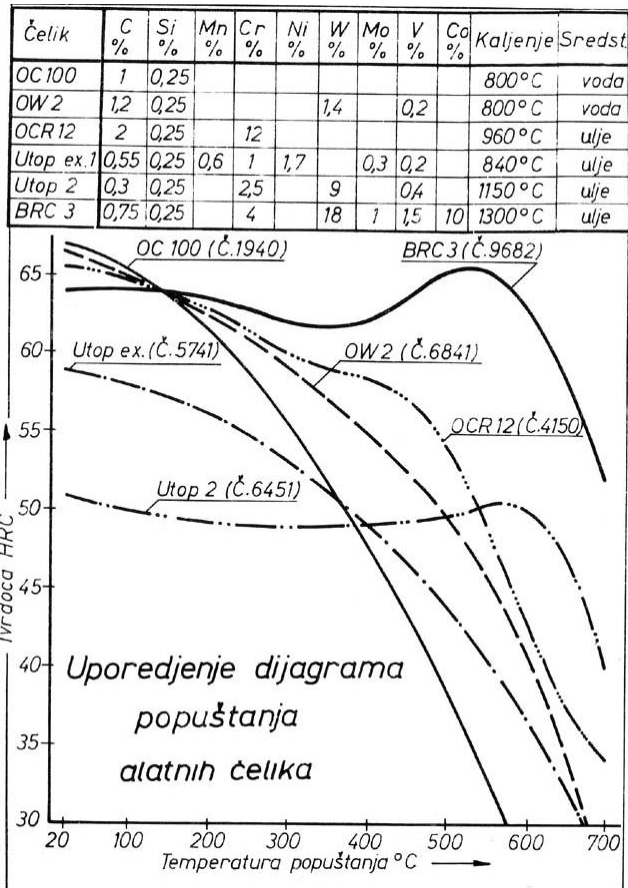
Na slici 7 se jasno vidi da se sa povećanjem trajanja otpuštanja na nižim temperaturama, praktično tvrdoća ne menja. Kod višljih temperatura otpuštanja dolazi do blagog sniženja tvrdoće ako se trajanje poveća umesto 1 čas na 10 časova. Mnogo je lakše željenu tvdoću dobiti korekcijom temperature otpuštanja a trajanje držati 1 čas.

Kod legiranih čelika, posebno kod složeno legiranih (sa dva, tri ili više leg. elemenata) uticaj temperature i trajanja je mnogo kompleksniji – slika 8. Na slici je dat primer za čelik sa 0,3%C; 2,8%Cr; 0,6%V i 0,6%W. Tu se prepliću uticaji raspada martenzita kaljenje, razlaganja zaostalog austenita i efekta difuzije legirajućih elemenata koji prave prelazne karbide, tako da promena tvrdoće ima veoma nepravilan oblik. Stoga važi jedno važno pravilo kod otpuštanja složeno legiranih alatnih čelika – **obavezno se mora imati tačan dijagram popuštanja ili druga preporuka od strane proizvođača čelika, sa propisanim režimom termičke obrade da bi se dobio željeni rezultat nakon termičke obrade.**



Sl. 7.

Na slici 9 dat je uporedni dijagram promene tvrdoće u zavisnosti od temperature otpuštanja za niz alatnih čelika. Prema ovom dijagramu samo visokolegirani čelici imaju visoke tvrdoće i na povišenim radnim temperaturama.



Sl.9.

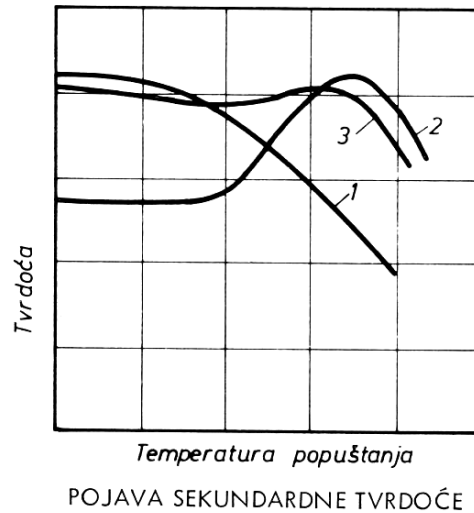
Na slici 9 je data linija tvrdoće otpuštanja za Č.4150 koji ima 2%C; 0,25%Si i 12%Cr. Ali nije definisano kako je vršena termička obrada. Kod ovog čelika, iako nije složen legiran, može se koristiti efekat *sekundarne tvrdoće* da bi se optimizirao odnos tvrdoće, toplotne postojanosti i žilavosti. Na slici 10 dat je izgled efekta sekundarne tvrdoće gde linija 2 predstavlja tvrdoću uzorka koji je kaljen sa temperature 1200°C. Nakon kaljenja čelik ima tvrdoću svega 38 HRC ali se otpuštanjem postiže tvrdoća 60HRC. To je posledica istovremenog odvijanja dva procesa:

- Razlaganja povišene količine zaostalog austenita
- Izlučivanje fino dispergovanih čestica legiranih karbida

Linija 3 označava uzorak koji je kaljen na primarnu tvrdoću, tako da se kali sa 950°C u ulju i odmah se dobija 60HRC.

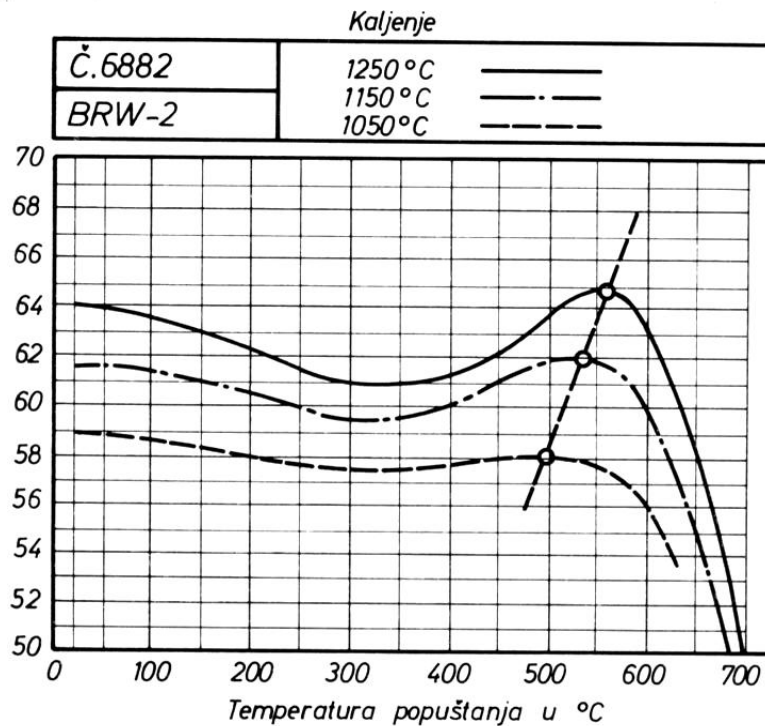
Linija 1 označava zavisnost tvrdoće pri otpuštanju nelegiranog ugljeničnog alatnog čelika Č.1940 koji je namenjen za rad na hladno.

Na slici 10 se može uočiti da uzorak sa sekundarnom tvrdoćom ima nešto veću toplotnu postojanost, odnosno alat može da zadrži tvrdoću na višljivoj radnoj temperaturi. To se objašnjava činjenicom da su ojačavajuće faze u ovom slučaju fino dispergovani karbidi prečnika 100, a debljine 10 do 15 angstrema, koji imaju koherentnu granicu sa martenzitnom rešetkom. Karbidi legirajućih elemenata kao što su V, Ti, Mo i W imaju visoku toplotnu postojanost, odnosno otporni su na koagulaciju na veoma visokim temperaturama.



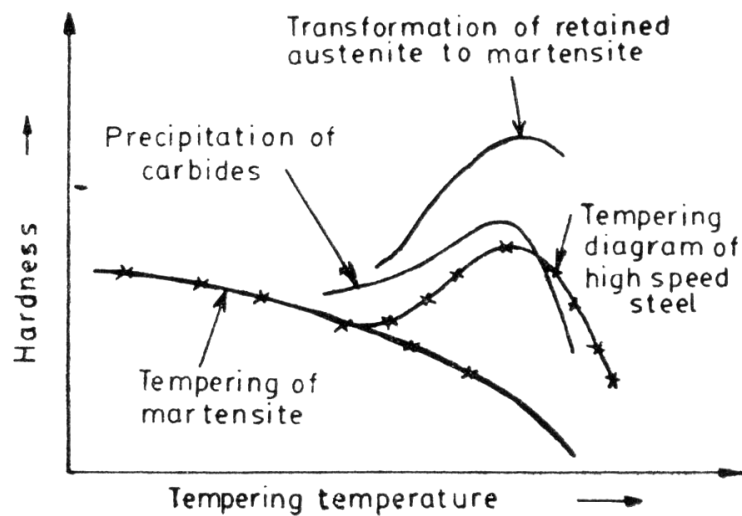
Sl. 10.

Efekat sekundarne tvrdoće bitno zavisi od toga koliko je legirajućih elemenata rastvorenu u austenitu pre početka kaljenja, a ne od ukupnog sadržaja L.E. u čeliku. Stoga se temperatura (i držanje na njoj) kaljenja pojavljuje kao veoma uticajan faktor na efekat sekundarne tvrdoće. Ilustracija je data na slici 11 za visoko legirani čelik (brzorezni) Č.6882. Ovde se jasno vidi da sa porastom temperature kaljenja raste tvrdoća i pojava maksimuma tvrdoće se pomera ka višljim temperaturama otpuštanja. To se objašnjava efektom porasta udela zaostalog austenita u strukturi čelika nakon kaljenja i povišenim udelom L.E. u austenitu pre početka hlađenja,



Sl. 11.

Pojava sekundarne tvrdoće je praćena efektom povišene žilavosti čelika, što je posebno bitno ako alat radi u uslovima dinamičkog ili udarnog opterećenja, naprimer alat za kovanje.



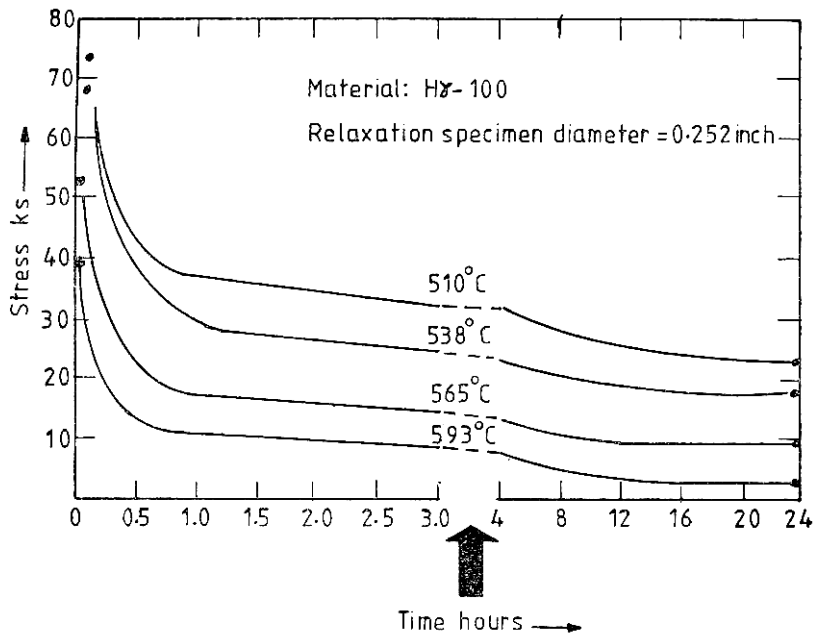
Sl. 12.

Efekti otpuštanja su veoma složeni kod višestruko legiranih čelika i to sa karbodontnim elementima – Cr, Mo, W, V . Na slici 12 dati su mehanizmi koji se dešavaju istovremeno pri otpuštanju, od kojih neki utiču na sniženje tvrdoće dok neki utiču na povišenje. Sve je to povezano sa tipom karbida i faza koje nestaju i koje nastaju u toku otpuštanja.. Na temperaturama oko 540°C dolazi do razlaganja martenzita i pada tvrdoće, ali razlaganjem zaostalog austenita i izlučivanjem fino dispergovanih novih karbidnih faza dolazi do ukupnog porasta tvrdoće. Ovaj efekat se mnogo koristi kod brzoreznih čelika i kod čelika za rad na toplu.

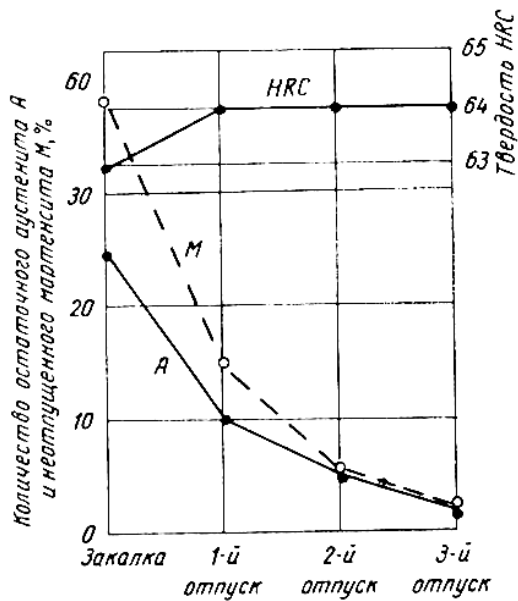
Da bi se dobio maksimalni kvalitet alata često se prvo otpuštanje vrši na temperaturama koje pogoduju izlučivanju što finijih ojačavajućih faza i što finije dispergovanih. Daljim otpuštanjima se reguliše tvrdoća i mehaničke osobine na konkretnoj radnoj temperaturi alata, ali se takođe reguliše nivo zaostalih unutrašnjih napona.

Na slici 13 je dat efekat uticaja temperature otpuštanja i trajanja otpuštanja na vrednost unutrašnjih zaostalih napona. Ovde se vidi jedno veoma važno pravilo – **otpuštanje sa ciljem snižavanja unutrašnjih napona po pravilu treba da traje 60 minuta, jer se daljim držanjem na datoj temperaturi stanje praktično ne menja.**

Prema mnogim autorima treba koristiti više otpuštanja kod legiranih alatnih čelika, pri čemu se prvo otpuštanje izvodi sa ciljem razlaganja zaostalog austenita i izlučivanja što finijih ojačavajućih čestica. Drugo otpuštanje da reguliše mehaničke osobine i tvrdoću (respektujući radne oslove i radnu temperaturu alata) dok se trećim otpuštanjem samo sređuju unutrašnji zaostali naponi. Na slici 14 je dat primer kako se menja tvrdoća sa brojem otpuštanja, ali i udeo nerazloženog martenzita (M), kao i zaostalog austenita (A) u jednom brzoreznom čeliku.

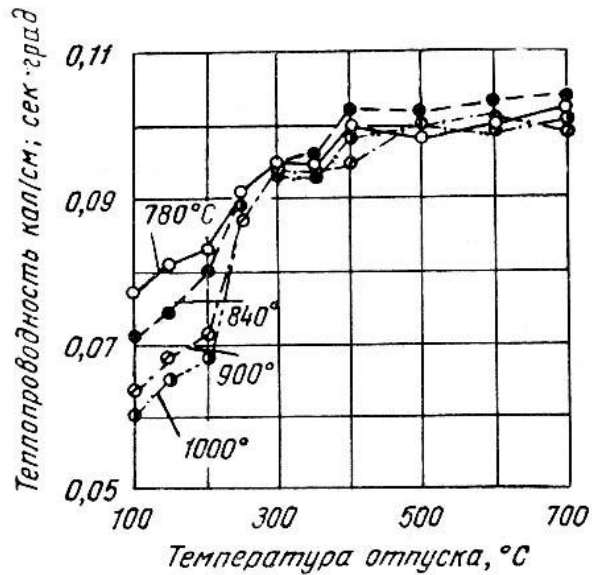


Sl. 13.



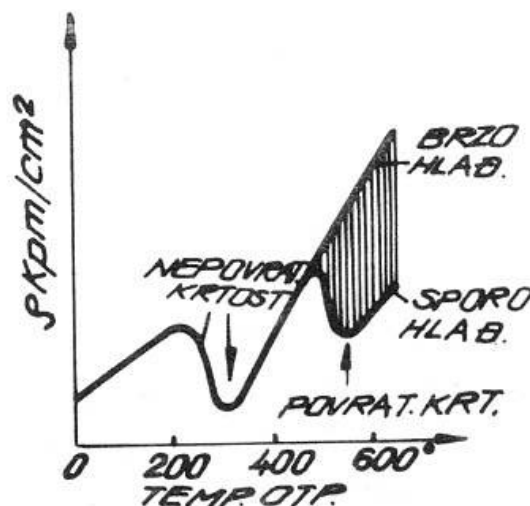
Sl.14.

Otpuštanje utiče na fizičke osobine čelika, pre svega u smanjenju električnih otpora i smanjenju korozivne sile. Naravno da se menja izapremina čelika, tako da se pri otpuštanju značajno smanjuju dimenzije. Veoma je bitno znati da se menja i koeficijent toplotne provoljivosti – slika 15.



Sl.11.

Kod nekih čelika može se javiti efekat otpusne krtosti pri otpuštanju. Na slici 12 je data zavisnost vrednosti žilavosti od temperature otpuštanja gde se vidi prisustvo dva pada žilavosti.



Sl.12.

Nepovratna krtost se javlja u oblasti temperatura otpuštanja 250 do 400°C. Ako se čelik prvi put otpusti iznad 400°C tada se pri naknadnom zagrevanju u granicama 250 do 400°C neće pojaviti otpusna krtost i zato se zove nepovratna. Ova krtost se izbegava na dva načina:

- Koriste se čelici koji imaju povišen sadržaj Si, koji jako smanjuje efekat nepovratne krtosti.
- Izbegava se otpuštanje u oblasti kritičnih temperatura.

Drugi tip krtosti se javlja na višjim temperaturama, uglavnom u granicama 500 do 600°C. Naziva se **povratna krtost** zato što se javlja uvek ako se određeni čelici sporo hlade nakon otpuštanja. To su čelici koji su legirani sa Cr, Cr-Ni, i imaju povišen sadržaj P i Mn. Ako

se čelik nakon otpuštanja naglo ohladi u ulju, nema efekta pojave krtosti. Drugi način da se izbegne pojava povrstne krtosti je da se čelik legira sa Mo ili W u manjim količinama (0,2 do 0,4%).