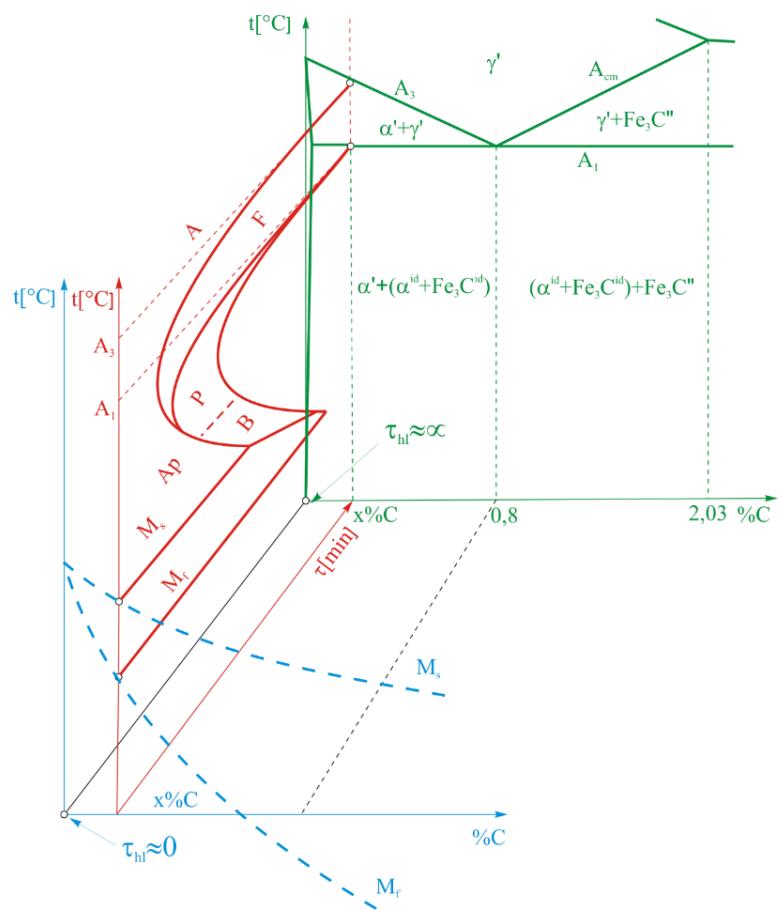




MATERIJALI II



Igor Gabrić
Slaven Šitić

Split, svibanj 2015.

Sadržaj

1. TOPLINSKA OBRADA METALA	11
1.1. UVOD	11
1.2. ŠTO SE DOBIVA TOPLINSKOM OBRADOM?	12
1.3. POJAVE PRI BRŽEM HLAĐENJU AUSTENITA	12
1.3.1. FAZE KOJE NASTAJU UBRZANIM HLAĐENJEM AUSTENITA	13
1.3.1.1. Eutektoidni čelik	13
1.3.1.1.1. Bajnitna pretvorba	16
1.3.1.1.2. Martenzitna pretvorba	17
1.3.1.2. Podeutektoidni i nadeutektoidni čelici	20
1.3.1.3. Utjecaj brzine hlađenja na promjene koje nastaju u Fe-Fe ₃ C dijagramu	21
1.3.1.3.1. Utjecaj sadržaja ugljika C na M _s i M _f temperaturu	25
1.3.1.3.2. Određivanje parametara toplinske obrade čelika primjenom Fe-Fe ₃ C dijagrama	26
1.3.1.3.3. Ukratko o kaljenju ugljičnih čelika	30
1.3.1.3.4. Utjecaj sadržaja ugljika C na tvrdoću zakaljenog čelika	31
1.4. TTT - DIJAGRAMI	32
1.4.1. KONSTRUKCIJA TTT-DIJAGRAMA	32
1.4.2. NAČINI HLAĐENJA AUSTENITA	36
1.4.3. TTT-DIJAGRAMI ZA IZOTERMIČKO HLAĐENJE	36
1.4.3.1. TTT-dijagrami za eutektoidni čelik	36
1.4.3.2. Metode za praćenje promjena austenita eutektoidnog čelika	38
1.4.3.2.1. Metalografska metoda	38
1.4.3.2.2. Metoda koja se koristi svojstvom promjene tvrdoće	39
1.4.3.2.3. Magnetska metoda	40
1.4.3.2.4. Dilatometrijska metoda	40
1.4.3.2.5. Akustička metoda	40
1.4.3.3. TTT-dijagrami za neeutektoidni čelik	41
1.4.4. TTT-DIJAGRAMI ZA ANIZOTERMIČKO (KONTINUIRANO) HLAĐENJE	44
1.4.4.1. Utjecaj sadržaja ugljika na oblik anizotermičkih TTT-dijagrama	50
1.4.5. USPOREDBA IZOTERMIČKOG I ANIZOTERMIČKOG DIJAGRAMA	52
1.4.6. UTJECAJ LEGIRNIH ELEMENATA NA METASTABILNI Fe-Fe ₃ C I TTT-DIJAGRAM	53
1.4.6.1. Utjecaj legirnih elemenata na linije pretvorba u Fe-Fe ₃ C dijagramu	53
1.4.6.2. Faze u kojima se pojavljuju legirajući elementi u legiranim čelicima	55
1.4.6.3. Vrste karbida koji se pojavljuju u legiranim čelicima	56
1.4.6.4. Utjecaj legirnih elemenata na TTT-dijagrame	58
1.5. UREĐAJI ZA ZAGRIJAVANJE	60
1.5.1. GRIJANJE PLAMENOM	60
1.5.2. GRIJANJE U KOMORNIM PEĆIMA	60

1.5.3. GRIJANJE U VAKUUM PEĆIMA	61
1.5.4. GRIJANJE U KUPKAMA	61
1.5.5. GRIJANJE U FLUIDIZIRANOM PRAHU	62
1.5.6. INDUKTIVNO ZAGRIJAVANJE	62
1.5.7. PRIJELAZ TOPLINE S TOPLIJEG PREDMETA	62
1.6. SREDSTVA ZA HLAĐENJE	63
1.6.1. IDEALNO RASHLADNO SREDSTVO	63
1.6.2. REALNA RASHLADNA SREDSTVA	63
1.6.2.1. Kruta rashladna sredstva	63
1.6.2.2. Tekuća rashladna sredstva	63
1.6.2.3. Plinovita rashladna sredstva.....	64
1.7. TEHNOLOGIJA HLAĐENJA I GEOMETRIJA PREDMETA	65
2. POSTUPCI TOPLINSKE OBRADE	67
2.1. TOPLINSKA OBRADA ČITAVOG PRESJEKA	67
2.1.1. POSTUPCI TOPLINSKIH OBRADA UDALJAVANJEM OD RAVNOTEŽNOG STANJA.....	68
2.1.1.1. Kaljenje	68
2.1.1.1.1. Obično kaljenje (direktno, anizotermičko)	68
2.1.1.1.2. Klasični postupci kaljenja	76
2.1.1.1.3. Izotermički postupci kaljenja	77
2.1.1.2. POSTUPCI TOPLINSKIH OBRADA VRAĆANJEM U RAVNOTEŽNO STANJE	78
2.1.1.2.1. Popuštanje	78
2.1.1.2.1.1. Popuštanje čistog martenzita	79
2.1.1.2.1.2. Popuštanje visokolegiranih čelika	81
2.1.1.2.1.3. Promjene volumena pri popuštanju normalno (konvencionalno) zakaljenog čelika	82
2.1.1.2.2. Postupci poboljšavanja čelika	84
2.1.1.2.3. Postupci žarenja	88
2.1.1.2.3.1. Rekrystalizacija	90
2.1.1.2.3.2. Normalizacija	93
2.1.1.2.3.3. Omekšavajuće žarenje ili sferoidizacija	97
2.1.1.2.3.4. Žarenje za popuštanje napetosti	99
2.1.1.2.3.5. Visokotemperaturno žarenje	100
2.1.1.2.3.6. Homogenizacijsko žarenje	101
2.1.1.2.3.7. Prirodno i umjetno starenje	101
2.1.1.3. POSTUPCI POVRŠINSKIH TOPLINSKIH OBRADA	103
2.1.1.3.1. POSTUPCI DIREKTNOG POVRŠINSKOG KALJENJA.....	103
2.1.1.3.1.1. Kaljenje plamenom	104
2.1.1.3.1.2. Induktivno (visokofrekventno) kaljenje.....	105
2.1.1.3.2. POSTUPCI BRZOG POVRŠINSKOG KALJENJA.....	106
2.1.1.3.2.1. Visokofrekventno impulsno kaljenje	106
2.1.1.3.2.2. Kaljenje snopom elektrona	106
2.1.1.3.2.3. Kaljenje plazmom	106

2.2.2.4.	Kaljenje laserom	106
2.2.2.5.	Kaljenje kratkim impulsima trenja.....	106
2.2.2.6.	Otvrdnjavanje površine taljenjem	106
2.2.2.7.	Otvrdnjavanje kugličarenjem.....	107
2.2.3.	KEMIJSKO-DIFUZIJSKI POSTUPCI TOPLINSKE OBRADE (bez naknadnog kaljenja)	107
2.2.3.1.	Nitriranje	107
2.2.3.1.1.	Ionsko nitriranje	109
2.2.3.2.	Boriranje	111
2.2.3.3.	PVD tehnologija.....	111
2.2.3.3.1.	Vrste PVD prevlaka	112
2.2.4.	KEMIJSKO-DIFUZIJSKI POSTUPCI TOPLINSKE OBRADE (s naknadnim kaljenjem)	114
2.2.4.1.	Cementiranje (pougljičavanje + kaljenje).....	114
2.2.4.1.1.	Pougljičavanje u krutom sredstvu	115
2.2.4.1.2.	Pougljičavanje u tekućim sredstvima.....	117
2.2.4.1.3.	Pougljičavanje u plinovitim sredstvima	117
2.2.4.1.4.	Kaljenje nakon pougljičavanja	117
2.2.4.2.	Kombinirani postupci.....	119
2.2.4.2.1.	Karbonitriranje na nižim temperaturama - cijaniranje	119
2.2.4.2.2.	Karbonitriranje na srednjim temperaturama	119
2.2.4.2.3.	Karbonitriranje na visokim temperaturama (780÷860°C) u plinskoj smjesi (CO+H ₂ +N ₂)	120
2.2.4.2.4.	Sulfonitriranje	120
2.3.	POSTUPCI TOPLINSKE OBRADE OTVRDNJAVA VANJA I OČVRŠĆIVANJA METALA DOZRIJEVANJEM, POPUŠTANJEM I TERMOMEHANIČKIM OBRADAMA	120
2.3.1.	OTVRDNJAVA VANJE POPUŠTANJEM (<i>npr. brzorezni čelik HS18-0-1</i>)	121
2.3.2.	OČVRŠĆIVANJE TERMOMEHANIČKOM OBRADOM	122
2.3.3.	OČVRŠĆIVANJE DOZRIJEVANJEM	127
3.	NERAZORNA ISPITIVANJA	131
3.1.	PODJELA NERAZORNIH ISPITIVANJA	131
3.1.1.	VIZUALNI PREGLED	131
3.1.2.	AKUSTIČKO ISPITIVANJE	132
3.1.3.	TLAČNA PROBA	132
3.1.4.	ISPITIVANJE PENETRIRAJUĆIM BOJAMA.....	133
3.1.5.	ISPITIVANJE MAGNETSKIM ČESTICAMA	134
3.1.6.	ISPITIVANJE ULTRAZVUKOM (UZV-om).....	137
3.1.7.	RADIOGRAFSKO ISPITIVANJE (RTG)	141
4.	KOROZIJA I ZAŠTITA OD KOROZIJE	147
4.1.	DEFINICIJA I EKONOMSKI ZNAČAJ KOROZIJE	147
4.2.	MEHANIZAM RAZARANJA METALA	147
4.3.	VRSTE KOROZIJE	149

4.3.1.	Kemijska korozija	149
4.3.2.	Elektrokemijska korozija	151
4.4.	PODJELA KOROZIJE PREMA IZGLEDU	155
4.4.1.	Jednolična korozija	155
4.4.2.	Nejednolična korozija	156
4.5.	PODJELA KOROZIJE PREMA UTJECAJNIM ČIMBENICIMA	158
4.5.1.	Napetosna korozija.....	158
4.5.2.	Korozija zbog zamora materijala	159
4.5.3.	Galvanska korozija metala	159
4.6.	ZAŠTITA METALA OD KOROZIJE	160
4.6.1	METODE ZAŠTITE.....	161
4.6.1.1.	Zaštita izborom prikladnog metala	161
4.6.1.2.	Zaštita prikladnom toplinskom obradom	161
4.6.1.3.	Zaštita prikladnim konstrukcijskim oblikovanjem	161
4.6.1.4.	Elektrokemijska zaštita	163
4.6.1.5.	Zaštita utjecajem na korozivno sredstvo.....	164
4.6.1.6.	Zaštita prevlačenjem površine	164
5.	TOPLINSKA OBRADA LJEVOVA ŽELJEZA	165
5.1.	UVOD	165
5.1.1.	Vrste lijevanog željeza	165
5.1.2.	Temperaturno područje transformacije austenita.....	165
5.1.3.	Učinci toplinske obrade	166
5.2.	TOPLINSKA OBRADA SIVOG LIJEVA	166
5.2.1.	Žarenje	167
5.2.2.	Normalizacija	168
5.2.3.	Poboljšavanje (kaljenje i visoko popuštanje).....	168
5.2.4.	Austempering	170
5.2.5.	Martempering.....	170
5.2.6.	Kaljenje plamenom	171
5.2.7.	Indukcijsko kaljenje	172
5.2.8.	Popuštanje zaostalih naprezanja.....	172
5.3.	TOPLINSKA OBRADA ŽILAVOG LIJEVA	173
5.3.1.	Uvod.....	173
5.3.2.	Austenitizacija žilavog lijeva	177
5.3.3.	Žarenje žilavog lijeva.....	178
5.3.4.	Prokaljivost žilavog lijeva.....	178
5.3.5.	Normalizacija žilavog lijeva	179
5.3.6.	Poboljšavanje žilavog lijeva	180
5.3.7.	Površinsko kaljenje žilavog lijeva.....	180
5.3.8.	Popuštanje zaostalih naprezanja.....	182

5.3.9. Utjecaj toplinske obrade na dinamičku izdržljivost.....	182
5.4. TOPLINSKA OBRADA KOVKASTOG LIJEVA	183
5.4.1. Poboljšavanje kovkastog lijeva.....	183
5.4.2. Bajnitna toplinska obrada kovkastog lijeva s perlitnom matricom.....	185
5.4.3. Otvrđnjavanje površine kovkastog lijeva.....	185
5.5. TOPLINSKA OBRADA VISOKOLEGIRANIH LJEVOVA ŽELJEZA	185
5.5.1. Visokolegirana siva lijevana željeza	185
5.5.1.1. Austenitna lijevana željeza legirana niklom	186
5.5.1.1.1. Toplinska obrada austenitnog žilavog lijeva	186
5.5.1.2. Željezni ljevovi za visoke temperature (visokog sadržaja silicija)	187
5.5.1.3. Ljevovi visokog sadržaja silicija otporni na koroziju	188
5.5.2. Visokolegirana bijela željeza	189
5.5.2.1. Ni – Cr visokolegirani bijeli ljevovi	189
5.5.2.1.1. Toplinska obrada Ni – Cr visokolegiranog bijelog lijeva	191
5.5.2.2. Visokolegirani bijeli ljevovi s visokim sadržajem kroma.....	191
5.5.2.2.1. Mikrostruktura visokolegiranih bijelih ljevova visokog sadržaja kroma.....	193
6. DODATAK	199
6.1. METALURGIJA ŽILAVOG (NODULARNOG) LIJEVA	199
6.1.1. Uvod.....	199
6.1.2. Fazni dijagram Fe - C - Si.....	200
6.1.3. Proizvodnja žilavog lijeva (dobivanje grafita u obliku kuglica pri skrućivanju).....	201
6.1.4. Inokulacija nodularnog lijeva	201
6.1.5. Segregacija legirnih elemenata	202
6.1.6. Pretvorba austenita – promjene u krutnini	203
6.1.7. Ljevačka mikrostruktura	204
6.1.8. Dobivanje matrice različite od ferita ili perlita – toplinska obrada.....	204
6.2. AUSTEMPERING TOPLINSKA OBRADA ŽILAVOG LIJEVA (ADI – AUSTEMPERED DUCTILE IRON).....	207
6.2.1. Uvod.....	207
6.2.2. Metastabilni dijagram slijevanja i stabilizirani austenit.....	207
6.2.3. Gdje je ugljik za vrijeme toplinske obrade za postizanje ADI strukture?	208
6.2.4. Brzina i stupanj ausferitne pretvorbe	209
6.2.5. Mehanička svojstva ADI-ja	212
7. POPIS SLIKA	215
8. POPIS TABLICA.....	222
9. BIBLIOGRAFIJA	224

Predgovor

Skripta su namijenjena studentima stručnog studija Konstrukcijsko strojarstvo Sveučilišnog odjela za stručne studije Sveučilišta u Splitu. Gradivo skripta odgovara nastavnom planu i programu kolegija Materijali 2 i Proizvodni postupci 1 – dio Toplinska obrada metala. Dio skripta namijenjen studentima prve godine studija u sklopu kolegija Materijali 2 obuhvaća:

- Promjene svojstava materijala u ovisnosti o toplinskem stanju metala u krutom stanju;
- Utjecaj sadržaja ugljika na svojstva čelika u različitim toplinskim stanjima;
- Difuzijske i promjene čelika bez difuzije do kojih dolazi promjenom toplinskog stanja;
- Upoznavanje s TTT-dijagramima za kontinuirano i izotermičko hlađenje;
- Uređaje za zagrijavanje i sredstva za hlađenje koji se koriste kod toplinske obrade metala;
- Pojam prokaljivosti čelika i metode ispitivanja;
- Klasične postupke toplinske obrade čelika po čitavom presjeku, dijagrame toplinske obrade i primjenu TTT-dijagrama;
- Nerazorne metode ispitivanja metala;
- Mehanizme korozije i metode zaštite od korozije.

Studentima druge godine studija, u sklopu kolegija Proizvodni postupci 1 – dio Toplinska obrada metala, namijenjen je drugi dio skripta, koji obuhvaća:

- Postupke površinskih toplinskih obrada (direktno površinsko kaljenje, kemijsko difuzijske postupke bez toplinske obrade i s naknadnom toplinskom obradom);
- Postupke toplinske obrade otvrdnjavanja popuštanjem;
- Postupke toplinske obrade očvršćivanja metala dozrijevanjem;
- Postupke toplinske obrade očvršćivanja metala termomehaničkim obradama;
- Postupke toplinske obrade legiranih i nelegiranih željeznih ljevova.

Za uspješno svladavanje gradiva potrebno je poznavanje građe materijala, faznih dijagrama, legura željeza i ugljika (željeznih ljevova i čelika) te razumijevanje osnovnih svojstava materijala.

U dodatku je prikazan detaljan opis metalurgije i austempering obrade danas najčešće korištenoga žilavog lijeva.

Autori

1. TOPLINSKA OBRADA METALA

1.1 UVOD

U praksi se izbor materijala vrši prema njegovim svojstvima (mehaničkim i fizikalnim). Često se tražena svojstva koja zadovoljava visokokvalitetni i skupi materijal (visokolegirani metali, superlegure ...) mogu postići izborom jeftinijega manje kvalitetnog materijala prikladnom toplinskom i mehaničkom obradom.

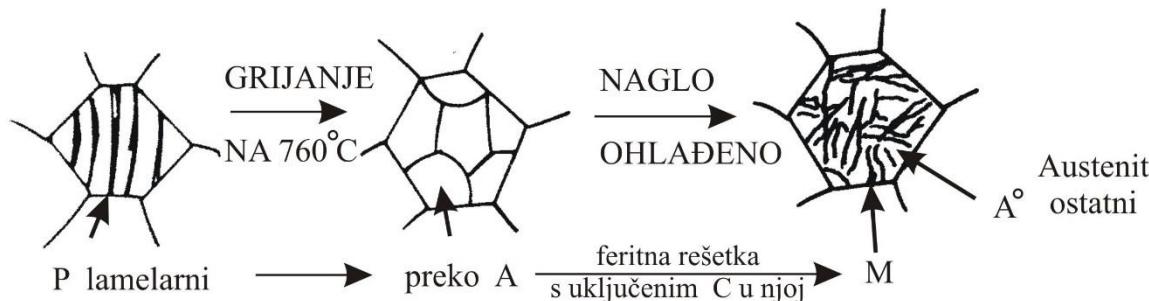
Ova cjelina bavi se razmatranjem čelika čijom se toplinskom obradom njegova svojstva mogu znatno mijenjati. Cilj toplinske obrade najčešće je postizanje boljih određenih mehaničkih svojstava ili bolje obradivosti.

Toplinska obrada sastoji se u promjeni toplinskog stanja metala u krutom stanju. Promjenom toplinskog stanja mijenjaju se fazni sastav i struktura, a time i svojstva metala.

Posljedice promjene su poboljšanje jednih svojstava, uz često pogoršanje drugih (npr. porast tvrdoće i čvrstoće, ali pad žilavosti i rastezljivosti). Toplinska obrada najviše se izvodi na čeliku!

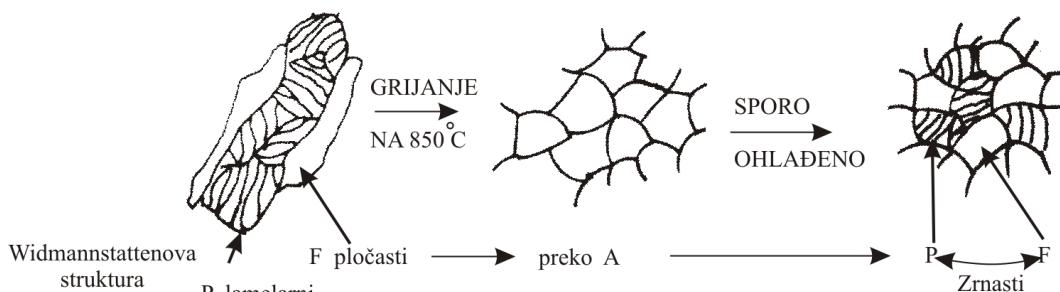
Promjene nastale toplinskom obradom mogu biti:

- Promjena faza:** umjesto perlita $P = (\alpha^{id} + Fe_3C^{id})$ raspadom austenita A dobiju se neke nove faze (rešetka ferita s uključenim ugljikom). Dio austenita A može ostati nepretvoren (*slika 1.1*).



Slika 1.1. Promjene faza (fizičko-kemijske promjene)
P - perlit; A - austenit; M - martenzit; A° - austenit (ostatni) [1]

- Promjena strukture:** hladno gnječena usmjereni sitna zrna žarenjem iznad temperature rekristalizacije postaju neusmjereni. Primarni krupni kristali (koji su posljedica sporog skrućivanja taline nakon postupka lijevanja ili zavarivanja) podesnom toplinskom obradom mogu se usitniti (*slika 1.2*).



Slika 1.2. Promjene strukture (oblika i veličine zrna) [1]
P - perlit; A - austenit; F - ferit

- c) **Promjena mehaničkog stanja:** uklanjanje zaostalih naprezanja nakon hladnog gnječenja ili nakon naglog hlađenja izratka komplikiranog oblika (*slika 1.3*). Naknadnim sporim zagrijavanjem i sporim hlađenjem zaostala naprezanja većim dijelom isčezavaju.



Slika 1.3. Promjena mehaničkog stanja [1]

1.2 ŠTO SE POSTIŽE TOPLINSKOM OBRADOM?

Metal prema ravnotežnom dijagramu slijevanja (npr. čelik prema metastabilnom Fe-C dijagramu) ima određena svojstva, a promjenom toplinskog stanja isti metal dobiva drugačija (željena) svojstva. Tako na prvi pogled lošiji metal podesnim vođenjem toplinskog procesa dobije poboljšana određena svojstva važna za eksploraciju!

Slijedi da se može, uz nižu ukupnu cijenu materijala i obrade, dobiti materijal traženih svojstava koja inače zadovoljavaju znatno skuplji materijali bez potrebe provođenja toplinske obrade.

Svrha je toplinske obrade da se promjenom toplinskog stanja metala postigne promjena faza i strukture pri čemu se nastoji postići mehanička ravnoteža, tj. minimalna zaostala naprezanja.

Pri visokim temperaturama, na koje se izradak zagrijava prilikom toplinske obrade, moguće su kemijske reakcije površine metala s okолнom atmosferom u peći (kod čelika dolazi do pojave razugljjenja i oksidacije površine u kontaktu s atmosferom). Te reakcije su nepoželjne pa treba poduzeti mјere za njihovo sprječavanje, osim tada kad se namjerno mijenja kemijski sastav površine, u kontroliranoj atmosferi, čime se poboljšavaju svojstva metala.

1.3 POJAVE PRI BRŽEM HLAĐENJU AUSTENITA

Pojave prilikom jako sporog hlađenja austenita poznate su od prije (metastabilno hlađenje Fe-C legure). Za praćenje ovih pojava koristio se metastabilni Fe-C dijagram. U praksi je brzina hlađenja veća od metastabilne, a često se izvode i postupci toplinske obrade primjenom vrlo velikih brzina hlađenja. Te se pojave ne mogu pratiti pomoću metastabilnog Fe-C dijagraama.

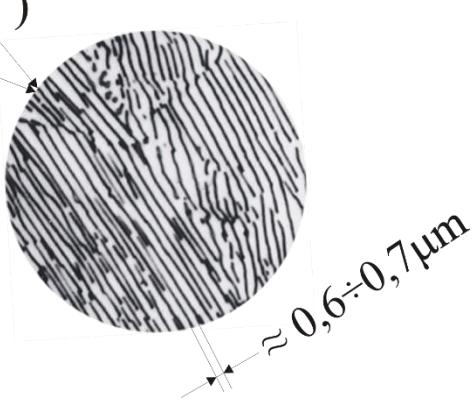
Hlađenje austenita može se praktički odvijati na dva načina:

- Kontinuirano ili anizotermno:** hlađenje do sobne temperature u jednom ili više rashladnih sredstava prebacivanjem, za vrijeme hlađenja, iz jednog rashladnog sredstva u drugo. Hlađenje se vrši kontinuirano, tj. Neprekinuto, dok se temperatura metala ne izjednači s temperaturom rashladnog medija.
- Diskontinuirano ili izotermno:** hlađenje u jednom rashladnom sredstvu zagrijanom iznad sobne temperature i zadržavanjem u tom sredstvu dok se pretvorba ne završi potpuno ili djelomično, što ovisi o strukturi i svojstvima koja se žele postići! Hlađenje do sobne temperature koje se vrši nakon završetka pretvorbe austenita najčešće malim brzinama hlađenja radi postizanja mehaničke ravnoteže, tj. minimalnih zaostalih naprezanja. To hlađenje ne utječe na prethodno nastale faze.

1.3.1 FAZE KOJE NASTAJU UBRZANIM HLAĐENJEM AUSTENITA

1.3.1.1 Eutektoidni čelik

Pojave pri ubrzanim kontinuiranom hlađenju radi jednostavnosti promatrati će se na eutektoidnom čeliku. Kod ovog čelika nema izlučivanja primarne faze (ferita ili sekundarnog cementita). Uzorci iz eutektoidnog čelika zagrijavaju se na $t_A = 770^\circ\text{C}$ (50°C iznad A_1) i svaki hlađi različitom brzinom do sobne temperature (*slika 1.7*), prema ucrtanim krivuljama hlađenja:

- a) **Vrlo sporo hlađenje**, praktički je $(\alpha^{id} + \text{Fe}_3\text{C}^{id})$ metastabilno. Brzina hlađenja $< 100^\circ\text{C/h}$. Promjene faza i temperature transformacije mogu se pratiti u već poznatom Fe-Fe₃C dijagramu:
- stojište na 723°C ,
 - raspadom austenita A nastaje lamelarni perlit $P = (\alpha^{id} + \text{Fe}_3\text{C}^{id})$.
- Struktura i svojstva:
- debljina jednog para lamela $d \approx 0,6 \div 0,7\mu\text{m}$,
 - tvrdoća $180 \div 220 \text{ HV}$.
- 
- b) **Sporo hlađenje**, brzinom $\sim 100^\circ\text{C/h}$ postiže se praktički zadržavanjem austenitiziranog uzorka čelika u zagrijanoj i ugašenoj peći. Ovakvo hlađenje je već nešto brže od metastabilnoga te se temperatura modifikacije spušta nešto ispod eutektoidne temperature A_1 . Nastala faza još je uvijek **PERLIT** $= (\alpha^{id} + \text{Fe}_3\text{C}^{id})$ nešto veće tvrdoće 240 HV i tanjih lamela $d < 0,6 \div 0,7\mu\text{m}$ (*slika 1.6 i 1.7*).
- c) **Brže hlađenje**, brzinom $\sim 100^\circ\text{C/min}$, koje se postiže hlađenjem austenitiziranog uzorka vađenjem iz peći i ostavljanjem na mirujućem zraku. Stojište se spušta na niže temperature $600 \div 650^\circ\text{C}$, a lamele su još tanje. Jedan par lamela ferita i cementita ima debljinu $d \approx 0,25\mu\text{m}$. Ovaj eutektoid je nazvan **SORBIT** (S). Struktura sorbita također je lamelarna i slična je perlitu $S = (\alpha^{id} + \text{Fe}_3\text{C}^{id})$, dok je tvrdoća nešto veća $250 \div 300 \text{ HV}$ (*slika 1.6 i 1.7*).
- d) **Srednje brzo hlađenje** u struji zraka izaziva spuštanje temperature modifikacije na $500 \div 600^\circ\text{C}$. Jedan par lamela ima debljinu $d \approx 0,1\mu\text{m}$. Ovaj eutektoid nazvan je **TROOSTIT** (T). Struktura troostita također je lamelarna kao i perlita $T = (\alpha^{id} + \text{Fe}_3\text{C}^{id})$, a tvrdoća mu iznosi $\approx 400 \text{ HV}$ (*slika 1.6 i 1.7*).
- e) Svi do sada opisani eutektoidi: perlit, sorbit i troostit (*slika 1.6*) nazivaju se **ORTOEUTEKOIDI**. Njihov nastanak praćen je difuzijom ugljika iz austenitne rešetke. Ravnomjerno raspoređeni ugljik u austenitu difuzijom pri hlađenju obogaćuje područja nastanka eutektoidnog cementita istovremeno osiromašujući područja nastanka eutektoidnog ferita na taj način stvarajući lamelarnu strukturu. Povećanjem brzine hlađenja skraćuje se vrijeme za difuziju pa je put koji atomi ugljika prelaze kraći, a nastale lamele tanje.

ORTOEUTEKOIDI:

$$P = (\alpha^{id} + \text{Fe}_3\text{C}^{id})$$

$$S = (\alpha^{id} + \text{Fe}_3\text{C}^{id})$$

$$T = (\alpha^{id} + \text{Fe}_3\text{C}^{id})$$

Debljina lamela:

$$d \approx 0,6 \div 0,7\mu\text{m}$$

$$d \approx 0,25\mu\text{m}$$

$$d \approx 0,1\mu\text{m}$$

Tvrdoća:

$$180 \div 220 \div 240 \text{ HV}$$

$$250 \div 300 \text{ HV}$$

$$\approx 400 \text{ HV}$$

f) **Vrlo brzo hlađenje**, brzinom $\sim 100 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$, koje se može postići uranjanjem manjih uzoraka u slatku vodu, izaziva na krivulji hlađenja spuštanje stojišta (promatranog eutektoidnog čelika) na cca $400 \div 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Austenit se, na tom temperaturnom stojištu, dijelom modificira u **PARAEUTEKTOID** nazvan **BAJNIT (B)** (*slika 1.4*) tvrdoće $400 \div 600 \text{ HV}$.

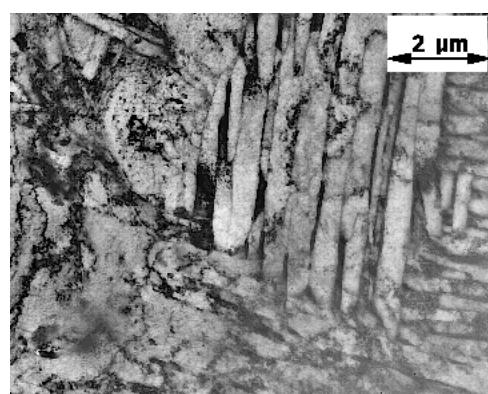
Ostatak austenita na temperaturi $M_s \approx 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ započinje se modificirati u još izvitopereniji **PARAEUTEKTOID** nazvan **MARTENZIT (M)** tvrdoće 900 HV . Na krivulji hlađenja uočava se lom na temperaturi početka modifikacije preostalog austenita u martenzit. Martenzitna pretvorba je bezdifuzijska, tj. cjelokupna količina ugljika biva rastvorena u novonastaloj rešetki.

g) **Izrazito brzo hlađenje**, npr. uranjanjem vrlo tankih uzoraka eutektoidnog čelika u ledenu vodu temperature $\approx 0 \text{ }^{\circ}\text{C}$, eliminira pojavu stojišta, tj. bajnita. Na krivulji kontinuiranog hlađenja zapažamo lom pri temperaturi $M_s \approx 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ koji upućuje na početak alotropske modifikacije austenita A samo u izvitopereni i tvrdi martenzit M (*slika 1.5 i 1.7*). Zbog velike brzine hlađenja izostaje difuzija ugljika. Na sobnoj temperaturi od $\approx 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ modifikacija još nije gotova (za eutektoidni čelik modifikacija završava na temperaturi $M_f \approx -30 \text{ }^{\circ}\text{C}$), pa dio austenita ostane nepretvoren A° , koji se naziva zaostali ili ostatni austenit.

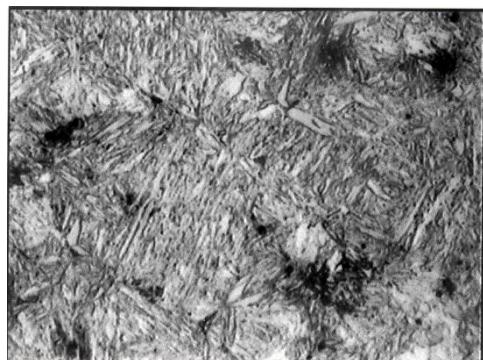
h) **Najbrže hlađenje** može se postići npr. uranjanjem tankih pločica austenitiziranog čelika u tekući dušik ($-196 \text{ }^{\circ}\text{C}$). Uzorak se duboko pothlađuje čime se temperatura spušta ispod M_f temperature završetka pretvorbe. Ovakvim se hlađenjem praktično dobije samo tvrdi martenzit M bez zaostalog austenita A° .

Bajnit i martenzit nemaju lamelarni izgled. Zato se nazivaju **PARAEUTEKTOIDI** (*nisu pravi eutektoidi*).

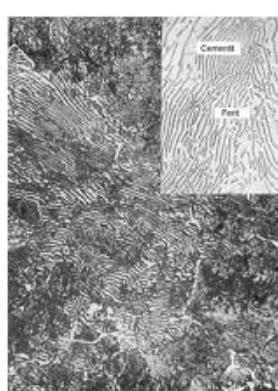
Kod legiranih čelika iste faze mogu nastati i pri sporijem hlađenju! (Na taj se način smanjuju zaostala toplinska naprezanja nakon hlađenja).



Slika 1.4. Mikrostruktura bajnita [22]



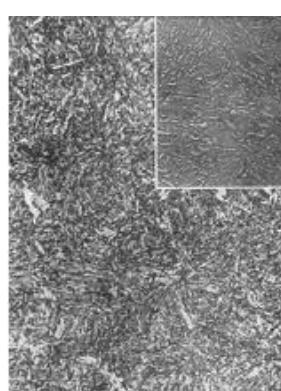
Slika 1.5. Mikrostruktura martenzita [22]



PERLIT

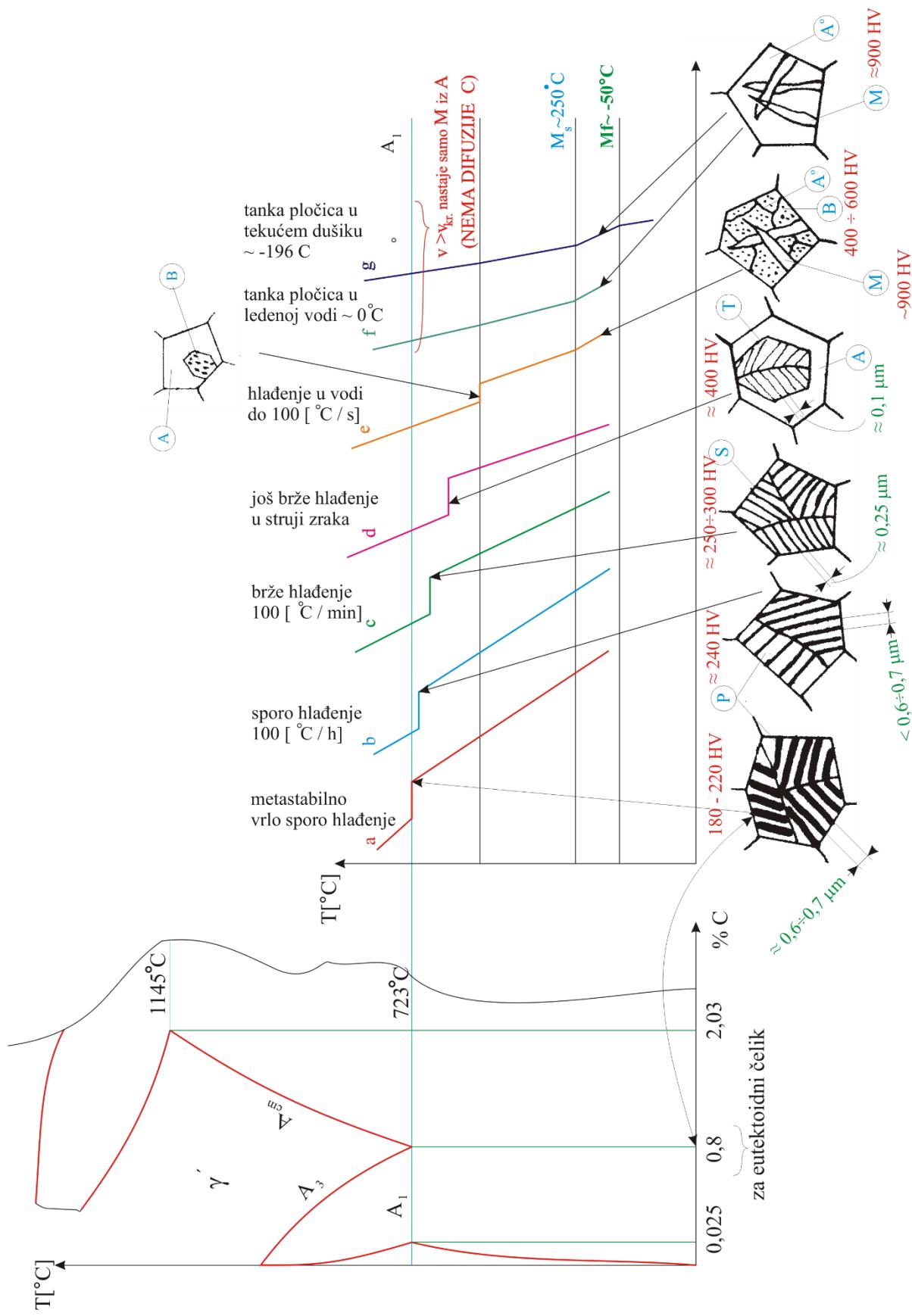


SORBIT



TROOSTIT

Slika 1.6. Faze dobivene metastabilnim (perlit), sporim (sorbit) i srednje brzim hlađenjem (troostit) [2]



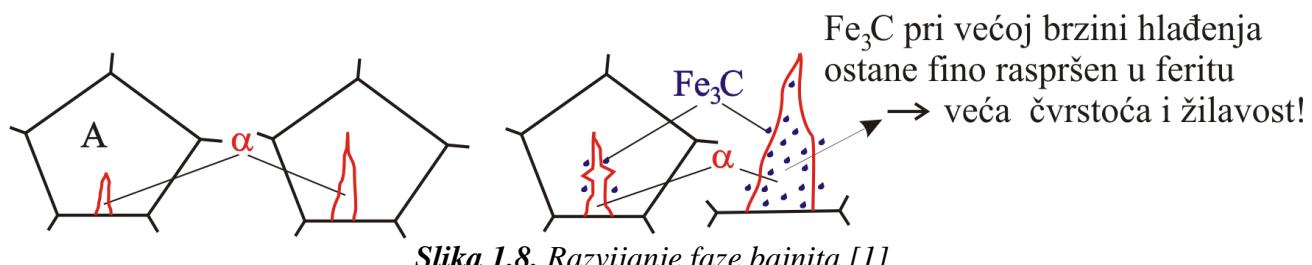
Slika 1.7. Krvulje hlađenja i nastale faze za različite brzine hlađenja
 A - austenit; B - bajnit; M - marzenit; P - marzenit; S - sorbit; T - trostit; HV - hardening value

1.3.1.1.1 Bajnitna pretvorba

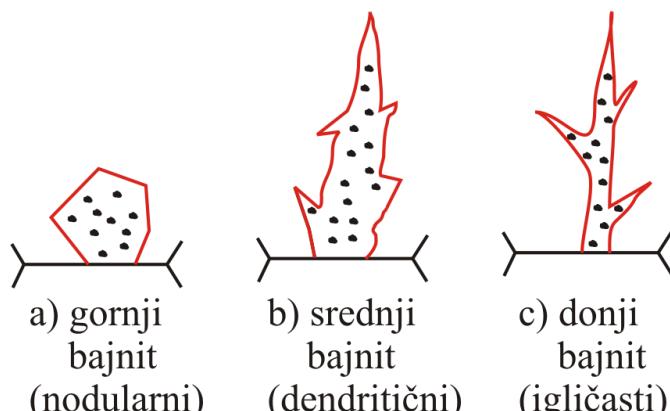
Ubrzavanjem hlađenja austenita A onemogućuje se u većoj ili manjoj mjeri pokretljivost atoma ugljika i postizanje potpune (metastabilne) ravnoteže. Tako nastaje bajnit.

Bajnitna pretvorba započinje lokalnom modifikacijom rešetke austenita u ferit duž ravnine najgušće zaposjednutosti. Tako nastale klice razvijaju se u svim smjerovima. Kako je brzina hlađenja povećana, cementit nastaje samo od atoma iz neposredne blizine pa su sitni kristali cementita (ne mogu se razlučiti optičkim mikroskopom) vrlo fino raspršeni u feritnoj matrici (*slika 1.8*).

Rezultat ovakve strukture je znatno povišena čvrstoća materijala i dobra žilavost.



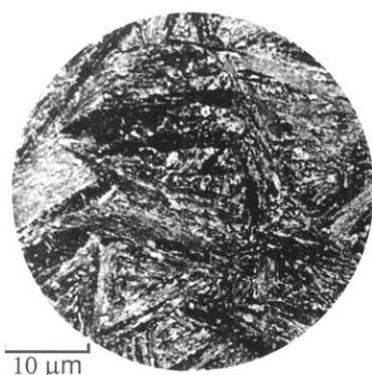
Slika 1.8. Razvijanje faze bajnita [1]



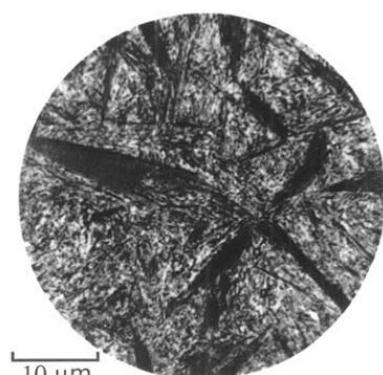
Slika 1.9. Oblici bajnitnih zrna [1]

Različiti oblici bajnitnih kristala prikazani su na metalografskim slikama na *slici 1.9*. Kuglasti (zrnasti) oblik nastaje pri manjim brzinama hlađenja (na višim temperaturama pretvorbe). Povećanjem brzine hlađenja nastaju dendritični oblici, a kod još većih brzina (na nižim temperaturama pretvorbe) igličasti.

Ti se oblici redaju s rastućom brzinom hlađenja, odnosno snižavanjem temperature transformacije, što utječe na porast tvrdoće i čvrstoće (smanjuje se žilavost i rastezljivost), pa se bajnit dijeli na **gornji** (veće rastezljivosti i žilavosti), **srednji** i **donji** (veće tvrdoće i čvrstoće).



Slika 1.11. Gornji bajnit



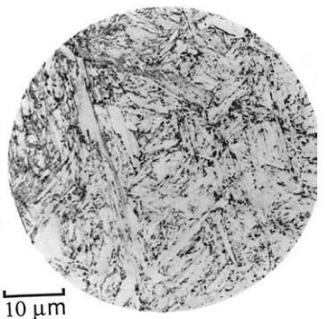
Slika 1.10. Donji bajnit [19]

1.3.1.1.2 Martenzitna pretvorba

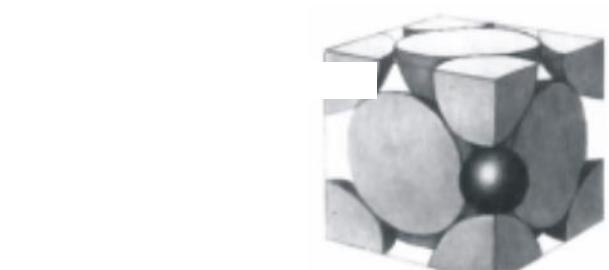
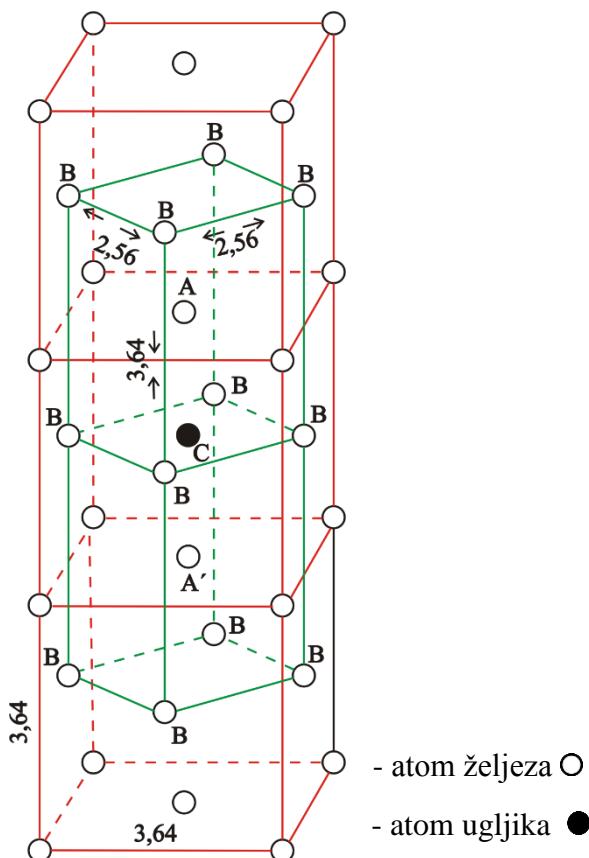
Pri vrlo velikim brzinama hlađenja (krivulja hlađenja "e" - **I.7**) uz sve ostale faze (ferit, perlit, sorbit, troostit, bajnit) nastaje i martenzit. Martenzitna pretvorba austenita odvija se bez difuzije. Sama modifikacija rešetke austenita ne može se izbjegći (modifikacija se odvija u vrlo kratkom vremenskom intervalu cca 10^{-3} do 10^{-5} [s]). Kod još većih brzina hlađenja izostane nastanak ostalih faza. Mikrostruktura martenzita vidi se na metalografskoj slici (**slika 1.12**).

Hlađenjem austenita brzinama većim od **kritične brzine hlađenja** $v \geq v_{krit.}$ u potpunosti izostaje difuzija ugljika i rezultat alotropske modifikacije je samo rešetka MARTENZITA (**slika 1.13**).

Manje ili više prisilno zadržani ugljik u α - rešetki izaziva manje ili veće izvitoperenje rešetke \rightarrow raste tvrdoča (**slika 1.12** i **1.13**).



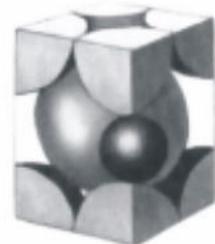
Slika 1.12. Martenzit [19]



γ - rešetka austenita



α - rešetka ferita



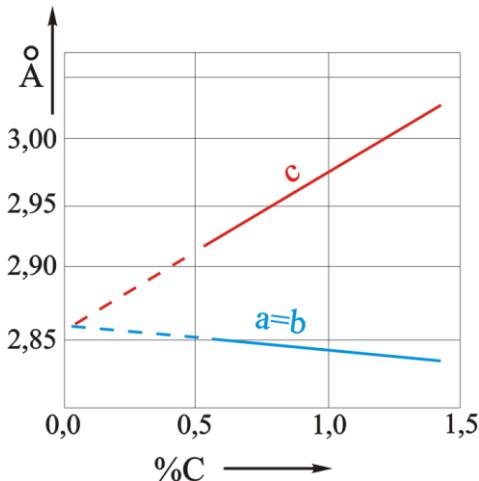
α - rešetka s prisilno zadržanim atomom ugljika

Slika 1.13. Nastajanje prostorno centrirane iz plošno centrirane kubne rešetke [1]

Martenzitna pretvorba, za slučaj kada se austenit bogatiji ugljikom ($C > 0,4\%$) vrlo brzo ohladi, prikazana je shematski (**slika 1.13**). Na temperaturi austenitizacije atom ugljika uključinski je rastvoren u austenitnoj rešetki pri nekoj temperaturi toplinske obrade iznad temperature A_3 (prije početka hlađenja). Vrlo brzim hlađenjem atom ugljika ostaje prisilno zadržan u rešetki.

Nastaje martenzit koji ima tetragonalnu rešetku (BCT – *body centered tetragonal*). **Tetagonalni martenzit** nastaje preklapanjem austenitne plošno centrirane (FCC) rešetke i prisilnim zadržavanjem atoma ugljika u čvrstojo otopini - martenzitu (taj je mješanac također uključinskog tipa). Do preklapanja dolazi pri temperaturi pretvorbe $t \leq M_s$ (M_s – temperatura početka nastajanja martenzita iz pothlađenog austenita). Atom ugljika, koji se nalazi u središtu rešetke austenita, nema dovoljno vremena za difuziju pa ostaje zarobljen u središtu plohe novonastale rešetke. Radi se, dakle, o

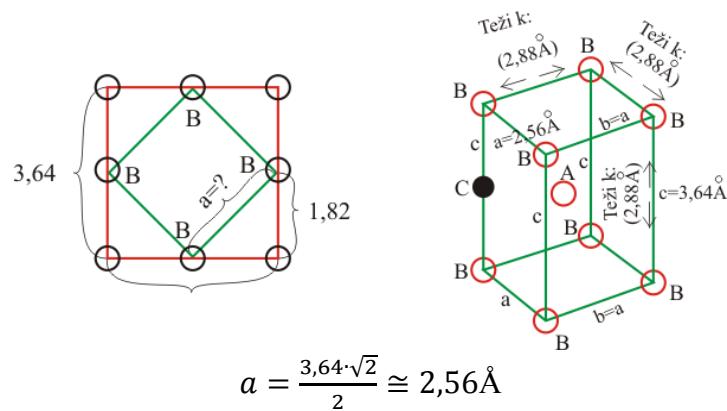
bezdifuzijskoj pretvorbi. Martenzitna pretvorba provodi se pri kontinuiranom ohlađivanju između temperatura M_s (martenzit start) i M_f (martenzit finiš) te ne ovisi o brzini hlađenja. Pri prekidu procesa hlađenja zaustavlja se pretvorba u martenzit. Zarobljeni atomi sprječavaju približavanje atoma željeza na udaljenost $2,88\text{\AA}$ (ferit) te izazivaju izduženje rešetke. Tako se umjesto kubne rešetke ferita dobiva prostorno centrirani tetragon, tj. tetragonalni martenzit M_T (*slika 1.13*). Parametri rešetke tetagonalnog martenzita ovise o sadržaju ugljika (*slika 1.14*). Kod tetragonalne rešetke je parametar $c > a$, tj. $c/a > 1$. Taj omjer parametra visine "c" prema parametru baze rešetke "a" naziva se stupanj tetagonalnosti.



Slika 1.14. Parametri martenzita u zavisnosti od sadržaja ugljika [1]

Ako se dovođenjem energije izvana (toplinske - zagrijavanjem ili mehaničke – hladnom deformacijom) omogući naknadna djelomična difuzija, doći će do malog pomaka i atom ugljika će se postaviti na jednaku udaljenost od susjednih atoma željeza. Ovim će od tetagonalnog martenzita nastati **kubni martenzit M_K** .

Kubni martenzit nastaje i brzim hlađenjem austenita siromašnjeg ugljikom ($C<0,4\%$). Rešetka kubnog martenzita i dalje ima povećane parametre u odnosu na ferit i to tim više što je sadržaj ugljika veći.



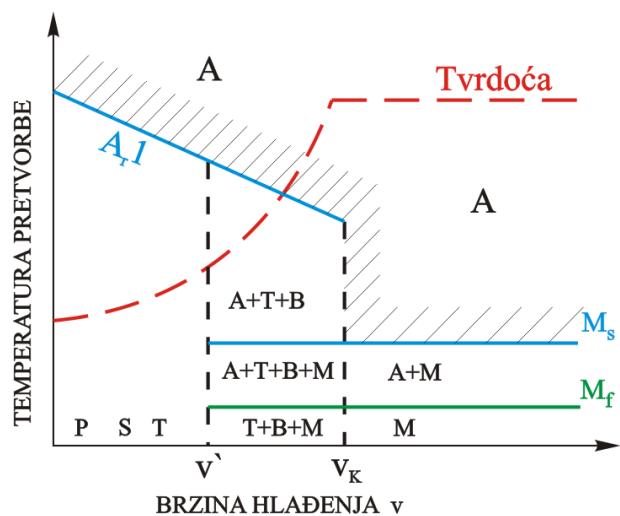
Slika 1.15. Izvod za parametar baze tetragonalne rešetke [1]

U dijagramu (*slika 1.16*) prikazan je utjecaj brzine hlađenja na nastale faze, temperaturu početka pretvorbe i tvrdoću nakon ohlađivanja.

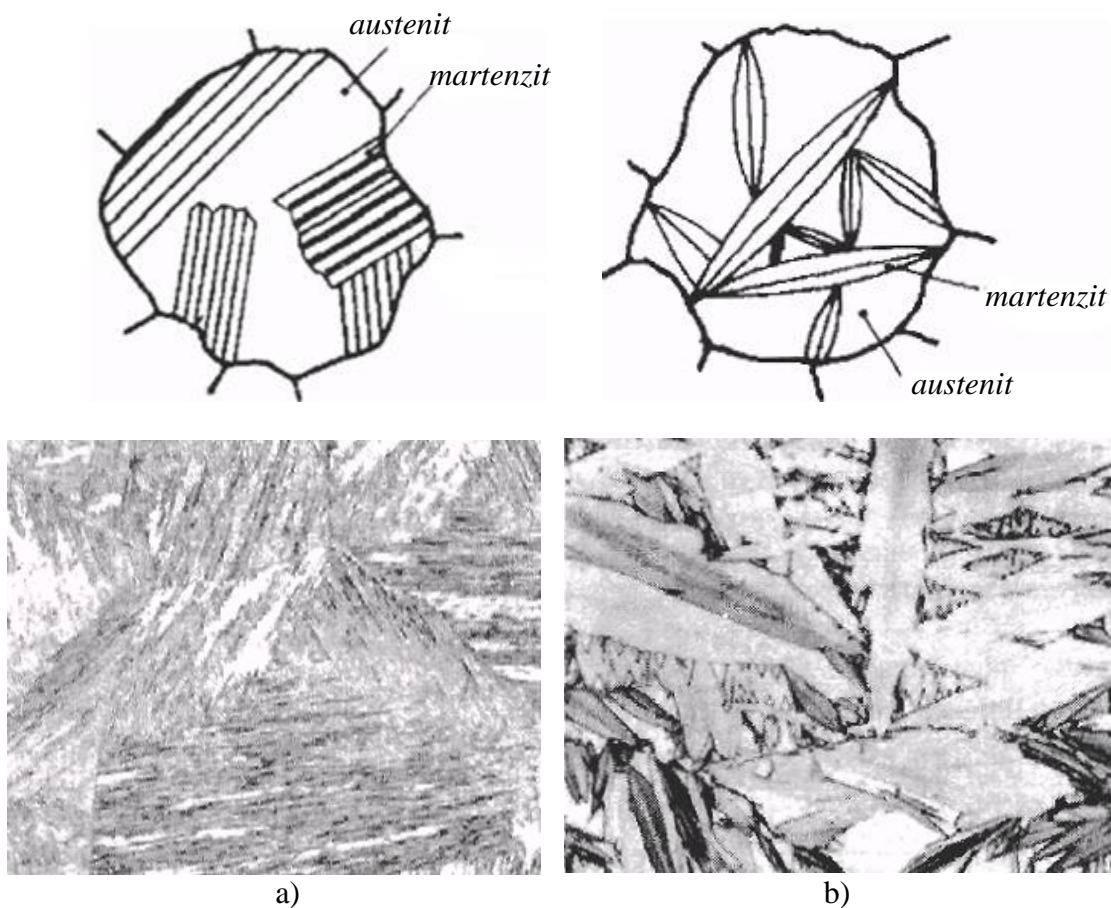
Vidljivo je da se povećanjem brzine hlađenja snižava temperatura početka pretvorbe sve do tzv. **kritične brzine hlađenja v_K** iznad koje potpuno izostaje pretvorba austenita sve do približno 250°C (ova temperatura ovisi o sadržaju ugljika) kada se austenit transformira u martenzit.

U literaturi se ponekad ističe i najmanja brzina hlađenja pri kojoj se pojavljuje martenzit u strukturi kao ***donja kritična brzina hlađenja - v'*** . U istoj se literaturi brzina v_K naziva ***gornja kritična brzina hlađenja***.

Martenzit podeutektoidnih čelika zbog svog izgleda naziva se ***masivni***, a onaj nadeutektoidnih čelika ***pločasti***, dok je u području oko eutektoidnog sastava miješana mikrostruktura obiju oblika martenzita. Nastajanje mikrostrukture masivnog martenzita podeutektoidnog čelika (a) i pločastog martenzita nadeutektoidnog čelika (b) prikazano je metalografskim skicama (*slika 1.17*).



Slika 1.16. Temperature pretvorbe austenita, nastale faze i tvrdoća u zavisnosti od brzine hlađenja [1]



Slika 1.17. Shematski prikaz nastajanja mikrostrukture masivnog martenzita (uvećanje 800x) podeutektoidnog čelika (a) i pločastog martenzita (uvećanje 1200x) nadeutektoidnog čelika (b) [3]

Zaključak

Martenzit je jednostavno rečeno: prezasićeni uključinski mješanac α -željeza, s ugljikom C, koji je prisilno zadržao koncentraciju izvornog austenita A.

Martenzit je faza karakteristična za **zakaljeni čelik**.

Čelik martenzitne strukture ima vrlo visoku tvrdoću (i čvrstoću), ali nisku duktilnost (lomno istezanje, kontrakciju) i nisku žilavost.

Posljedica pretvorbe austenita u martenzit jest povećanje volumena tako da će čelik martenzitne strukture imati veći volumen nego čelik feritno-perlitne (ili perlitno-cementitne) strukture.

Naime volumen stanice kristalne rešetke ferita je: $V_F = a_F^3$, a volumen stanice kristalne rešetke martenzita: $V_M = a_M^2 \cdot c$

$$\text{kako je } a_F \approx a_M \quad \text{i} \quad c > a_M,$$

$$\text{slijedi: } V_M > V_F.$$

Čelik koji ima martenzitnu strukturu je **zakaljen**, a postupak toplinske obrade, koji se sastoji od naglog hlađenja austenitiziranog čelika, naziva se **kaljenje**.

1.3.1.2 Podeutektoidni i nadeutektoidni čelici

Temperatura potpune austenitizacije za podeutektoidne čelike je $30 \div 70^\circ\text{C}$ viša od A_3 temperature, dok je temperatura potpune austenitizacije za nadeutektoidne čelike $30 \div 70^\circ\text{C}$ iznad A_{cm} temperature (**1.18**).

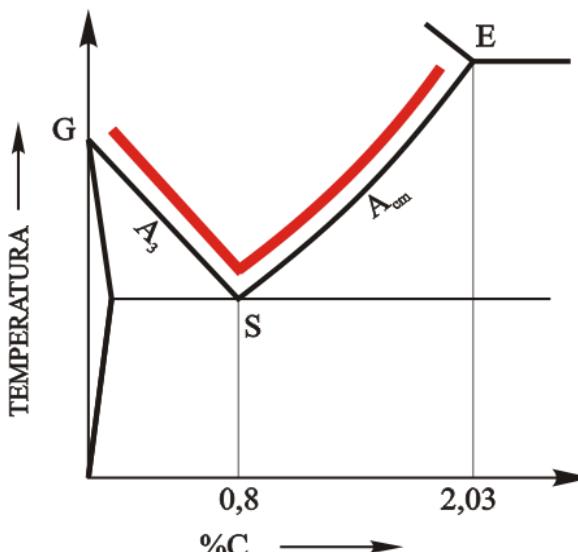
Više temperature austenitizacije od navedenih nisu dobre:

- zbog povećanja austenitnog zrna (nastanak grubog zrna)
- nepotrebno je i neekonomično (veći utrošak energije)
- zbog povećane količine topline usporava se hlađenje koje može onemogućiti postizanje kritične brzine hlađenja.

Ubrzavanjem hlađenja austenita sve se više udaljava od metastabilnog hlađenja, pa se sve manje izlučuje primarne faze (α') kod podeutektoidnih čelika, odnosno Fe_3C'' kod nadeutektoidnih čelika.

Istodobno se i nastanak eutektoida ($\alpha^{id} + Fe_3C^{id}$) spušta na sve nižu temperaturu $A_I' < A_I = 723^\circ\text{C}$.

Koncentracija čistog eutektoida se proširuje od fiksnih 0,8 % C na određeno područje koncentracija (*slika 1.19*).

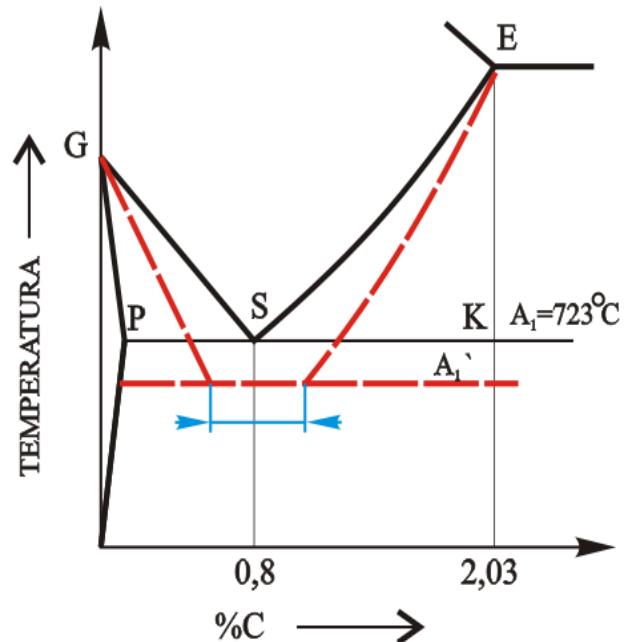


Slika 1.18. Temperaturno područje potpune austenitizacije čelika [1]

Novonastali eutektoidi su finiji. Tako se može dogoditi, prigodom ubrzanog hlađenja, da se kod čelika s 0,7 ili s 0,9 %C dobije čisti troostit T ($\alpha^{id} + Fe_3C^{id}$).

Dakle, ubrzavanjem hlađenja temperature početka austenitne pretvorbe pomiču se na niže, a eutektoidna koncentracija prelazi u područje eutektoidnih koncentracija. Ovo područje eutektoidnih koncentracija je tim šire što je brzina hlađenja veća.

Još bržim hlađenjem može se postići dobivanje čistog martenzita i to za sve koncentracije, tj. izlučivanje primarne faze kod neeutektoidnih čelika (ferita odnosno sekundarnog cementita) potpuno će izostati.

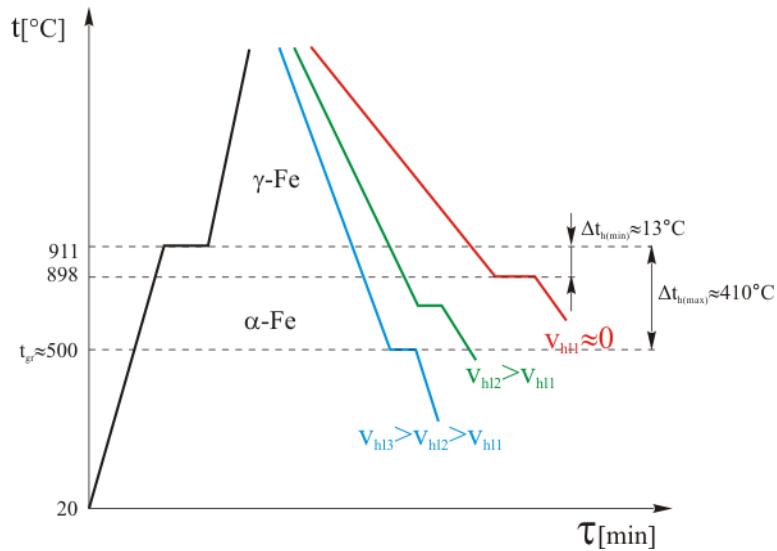


Slika 1.19. Prijelaz eutektoidne koncentracije u područje eutektoidnih koncentracija [1]

1.3.1.3 Utjecaj brzine hlađenja na promjene koje nastaju u Fe-Fe₃C dijagramu

Prilikom grijanja i hlađenja legura neminovno dolazi do pojave temperaturne histereze (pothlađenja taline pri hlađenju i pregrijavanju krutnine pri grijanju). Ova histereza je tim više izražena što je brzina promjene temperature veća. Slična pojava se događa i u krutom stanju pri alotropskim modifikacijama. Do alotropske modifikacije rešetke čistog željeza $\alpha_{Fe} \rightarrow \gamma_{Fe}$ pri zagrijavanju dolazi pri temperaturi 911°C. Ako se čisto željezo, austenitne strukture, hlađi najmanjim brzinama (tj. ako je brzina hlađenja $v_{hl} \sim 0$), do alotropske modifikacije $\gamma_{Fe} \rightarrow \alpha_{Fe}$ dolazi pri temperaturi tj. 898°C (znatno niže nego pri grijanju). Minimalna temperaturna histereza za čisto željezo, pri modifikaciji austenita u ferit $\gamma_{Fe} \rightarrow \alpha_{Fe}$, iznosi $\Delta t_{h(min)} = 13^\circ\text{C}$. Povećanjem brzine hlađenja povećava se i temperaturna histereza (alotropska modifikacija austenita u ferit $\gamma_{Fe} \rightarrow \alpha_{Fe}$ odvija se pri sve nižim temperaturama).

Pri maksimalnim brzinama hlađenja, koje se mogu postići, dostiže se najniža temperatura alotropske modifikacije koja iznosi $t_{gr} = 500^\circ\text{C}$. Ova granična temperatura postiže se pri brzini hlađenja $v_{hl} > 600[\text{ }^\circ\text{C/s}]$. Daljnje spuštanje temperature modifikacije kod čistog željeza nije moguće bez obzira na povećanje brzine hlađenja. Dakle, maksimalna temperaturna histereza pri najvećim brzinama hlađenja iznosi približno $\Delta t_{h(max)} = 410^\circ\text{C}$ (slika 1.20).

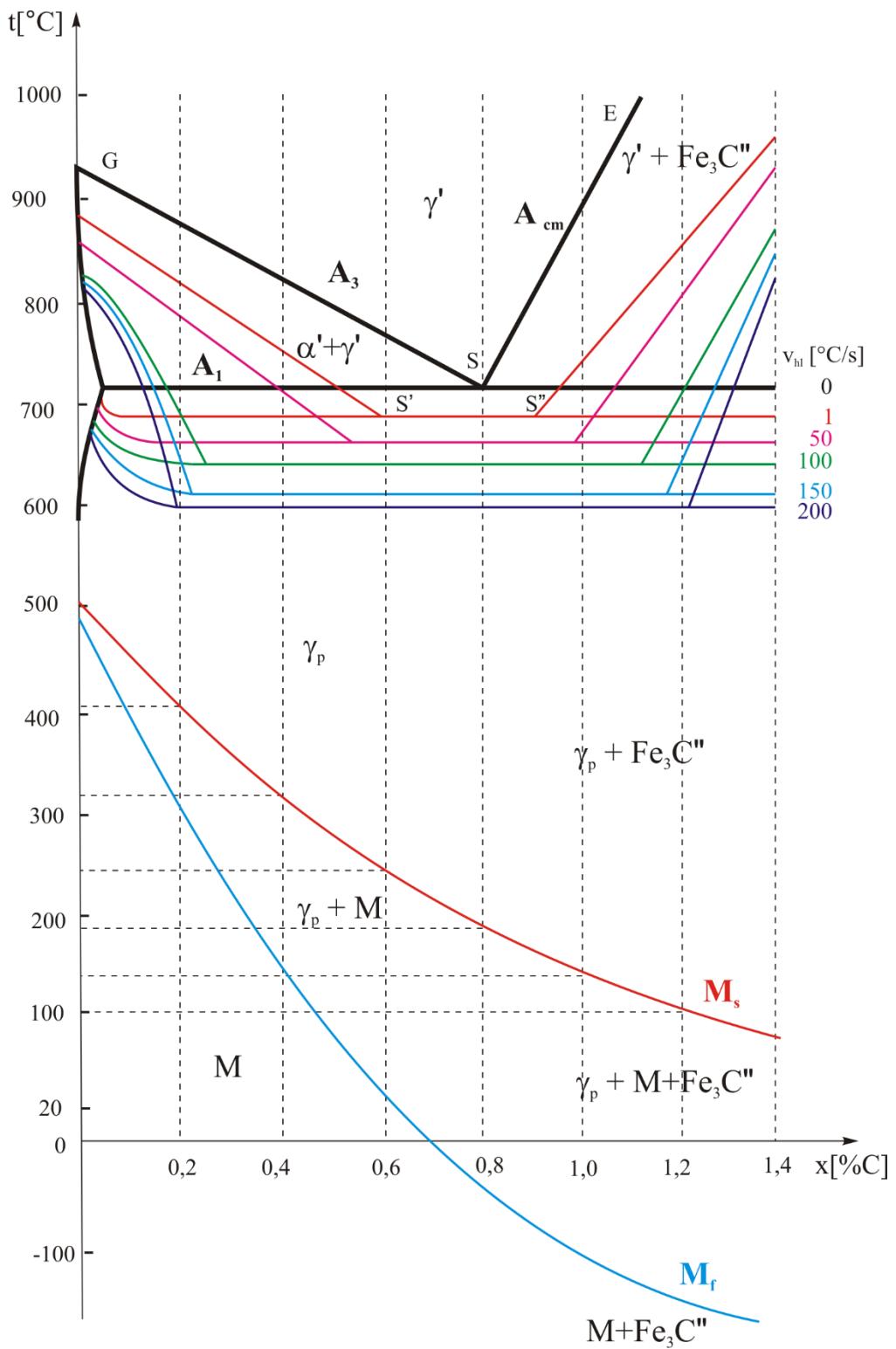


Slika 1.20. Utjecaj brzine hlađenja na temperaturu alotropske modifikacije $\gamma_{\text{Fe}} \rightarrow \alpha_{\text{Fe}}$ [4]

Nelegirani čelici različitog sadržaja ugljika pokazuju sličnu zakonitost. Ugljik djeluje stabilizirajuće na austenit pa se temperature početka modifikacije $\gamma_{\text{Fe}} \rightarrow \alpha_{\text{Fe}}$ spuštaju s porastom sadržaja ugljika – vidi metastabilni $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ dijagram. U metastabilnom Fe-C dijagramu na *slici 1.21* načelno su ucrtane različitim bojama linije početaka i završetaka pretvorbe austenita u ferit $\gamma_{\text{Fe}} \rightarrow \alpha_{\text{Fe}}$ za različite brzine hlađenja. Na desnoj strani dijagrama upisane su odgovarajuće brzine hlađenja $v_{\text{hl}} [\text{°C/s}]$.

Ako je brzina hlađenja vrlo velika, dolazi do potpunog izostanka difuzije ugljika. Do modifikacije konačno ipak mora doći, ali na znatno nižoj temperaturi. Krivulja koja povezuje temperature početka modifikacije za čelike različitih sadržaja ugljika naziva se martenzit start temperatura i označava s "**M_s**" (**Martensite Start**). Faza koja nastaje modifikacijom na M_s temperaturi jest ugljikom prezasićeni uključinski mješanac željeza kubne ili tetragonalne rešetke (ovisno o sadržaju ugljika) i naziva se **martenzit M**. Martenzit je faza koja se ne može dobiti sporim (metastabilnim) hlađenjem, pa se stoga i ne pojavljuje u metastabilnom $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ dijagramu.

Dakle, povećanjem brzine hlađenja austenitiziranog čelika temperature modifikacije potiskuju se prema nižim temperaturama. Ako je brzina hlađenja veća od kritične $v_{\text{hl}} \geq v_{\text{kr}}$ krivulje, A₃, A₁ i A_{cm} prelaze u jednu jedinstvenu krivulju M_s (početak martenzitne transformacije).

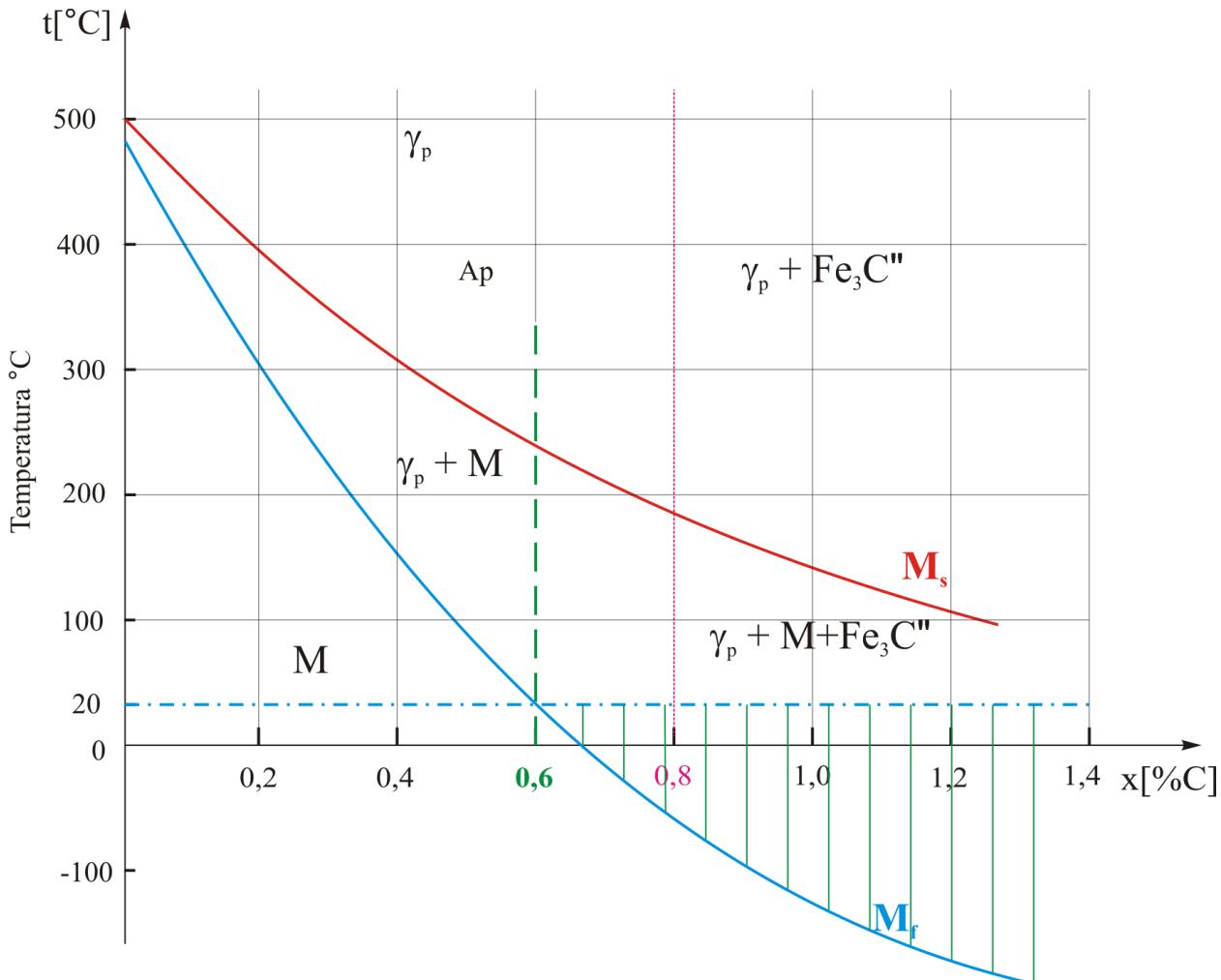


Slika 1.21. Ovisnost temperature alotropske modifikacije rešetke $\gamma_{Fe} \rightarrow \alpha_{Fe}$ o udjelu ugljika i brzini hlađenja v_{hl} u Fe-C leguri [4]

Na temelju prethodnih izučavanja slijedi da će potpuno austenitiziranom čeliku, ako se dovoljno brzo hlađi, austenit ostati postojan sve do sjecišta pripadajuće koncentracije čelika s krivuljom M_s . Do transformacije austenita doći će tek ispod M_s temperature. Tek će tada početi transformacija u martenzit. Austenit, postojan između A_3 i M_s (odnosno između A_{cm} i M_s) temperatura, naziva se *pothlađeni austenit* - γ_p .

Do transformacije pothlađenog austenita u martenzit ($\gamma_p \rightarrow M$) konačno dolazi u određenom temperturnom intervalu (ispod M_s temperature). Temperatura na kojoj završava transformacija austenita naziva se martenzit finiš temperatura M_f (*Martensite Finish*). Spajanjem točaka završetka austenitne pretvorbe za različite sadržaje ugljika dobiva se krivulja završetka stvaranja martenzita M_f martenzit finiš.

Dijagram koji predstavljaju M_s i M_f krivulje naziva se *Uptonov dijagram*. Za razliku od metastabilnog dijagraama taj dijagram vrijedi samo za vrlo brzo hlađenje (*slika 1.22*). Taj se dijagram ni u kom slučaju ne može koristiti za ugrijavanje ili sporo hlađenje. U praksi se vrlo brzo hlađenje ugljičnih čelika (tj. za metastabilne Fe-C legure bez legirajućih dodataka) ostvaruje ohlađivanjem nakon austenitizacije u vodi ili slanoj vodi temperature okoline.



Slika 1.22. Uptonov dijagram - dijagram početaka i završetaka pretvorbe austenita u martenzit [4]

U Uptonovu dijagramu uočava se nekoliko područja različitih faza:

- jednofazno područje pothlađenog austenita γ_p iznad M_s linije za koncentracije $C < 0,8\%$
- jednofazno područje martenzita M ispod M_f linije za koncentracije $C < 0,8\%$
- dvo-fazno područje pothlađenog austenita γ_p i sekundarnog cementita Fe_3C'' iznad M_s linije za koncentracije $C > 0,8\%$
- trofazno područje pothlađenog austenita γ_p , sekundarnog cementita Fe_3C'' i martenzita M između M_s i M_f linije za koncentracije $C > 0,8\%$

- za koncentracije $C < 0,8\%$ između M_s i M_f linije javljaju se samo martenzit M i pothlađeni austenit γ_p
- za koncentracije $C > 0,8\%$ ispod M_f linije javlja se martenzit M i sekundarni cementit Fe_3C'' .

Napomena: Na sobnoj i nižim temperaturama pothlađeni austenit (ako ga ima) naziva se ostatni γ_o ili zaostali austenit γ_z .

1.3.1.3.1 Utjecaj sadržaja ugljika C na M_s i M_f temperaturu

Od austenita bogatijeg na ugljiku C nastane jako izvitopereni i tvrdi martenzit, koji vrši veliki pritisak na još nepretvoreni pothlađeni austenit, tako da se ovaj austenit bude u stanju modificirati dalje u martenzit tek pri još nižim temperaturama (*slika 1.22* – Uptonov dijagram). Veći sadržaj ugljika C na austenit djeluje stabilizirajuće (snižava temperaturu modifikacije).

Na slici se ističe koncentracija od oko 0,6 %C za koju se naglim hlađenjem još uvijek dobije struktura 100 % martenzita. Za manje koncentracije na sobnoj temperaturi ne pojavljuje se pothlađeni austenit. Npr., ako se gasi čelik s 0,4 %C, dostiže se temperatura završetka pretvorbe martenzita (M_f – temperatura) pri temperaturi višoj od 20°C. Dakle, ukupna količina austenita (100 %) gašenjem se transformirala samo u martenzit.

Kod ugljičnih čelika s 0,6 do 0,8 %C gašenjem u vodi sobne temperature ne dostiže se temperatura M_f (završetak stvaranja martenzita). U mikrostrukturi takva čelika zapažaju se sljedeće faze:

M – martenzit i
 γ_p – pothlađeni austenit.

S obzirom na to da je hlađenje završeno na sobnoj temperaturi, pothlađeni austenit koji ostaje u strukturi zakaljenog čelika naziva se ostatni ili zaostali austenit. U literaturi se može označavati kao γ_o ili γ_z .

Do pojave željeznog karbida Fe_3C'' dolazi samo ako se nadeutektoidne legure gase s temperature djełomične austenitizacije (između temperature A_I i A_{cm}). Ako je austenitizacija bila potpuna (iznad temperature A_{cm}), onda je mikrostruktura nakon gašenja bez karbida, tj. sastoji se samo od martenzita i zaostalog austenita ($M + \gamma_z$). U praksi se ovakvo gašenje (temperature iznad A_{cm}) ne koristi. Kako je austenit na temperaturama iznad A_{cm} bogatiji na ugljiku, spušta se M_f temperatura, pa će nakon gašenja količina zaostalog austenita γ_z biti veća (meka faza).

Kako bi se zaostali austenit u čeliku s više od 0,6 % ugljika transformirao u martenzit, potrebno je hlađenje obaviti u sredstvu koje ima temperaturu nižu od pripadajuće M_f – temperature. Ovakvo hlađenje može se obaviti u npr. smjesi alkohola i "suhog leda" - CO_2 , tekućem zraku, tekućem dušiku i sl.

Hlađenje čelika na temperaturu ispod sobne zbog potpune pretvorbe pothlađenog austenita naziva se ***duboko hlađenje***.

1.3.1.3.2 Određivanje parametara toplinske obrade čelika primjenom Fe-Fe₃C dijagrama

Najčešće cilj toplinske obrade čelika nije dobivanje ravnotežnih faza. Neravnotežne faze rezultiraju većom čvrstoćom i tvrdoćom čelika, a često i optimalnom kombinacijom čvrstoće i žilavosti. Metastabilni dijagram ne može dati uvid u neravnotežne faze koje nastaju bržim hlađenjem. Ipak, u fazi projektiranja postupka toplinske obrade koristi se i metastabilni dijagram za procjenu pravilne temperature austenitizacije. U svrhu kaljenja čelika moraju biti zadovoljene sljedeće temeljne pretpostavke:

- **modifikacija rešetke željeza** pri grijanju i hlađenju: $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$;
- **povećanje rastvorivosti ugljika u rešetki željeza na povišenoj temperaturi** (u austenitu, tj. γ - Fe). Teoretska granica rastvorivosti ugljika u austenitu iznosi do 2,03 %C pri 1145°C, dok rastvorivosti u feritu na sobnoj temperaturi praktički nema;
- **sposobnost austenita da ubrzanim hlađenjem zadrži rastvoreni ugljik u čvrstoj otopini sve do temperature M_s** (tj. do temperature početka pretvorbe, tj. alotropske modifikacije austenita u martenzit).

Dakle, da bi se neki čelik mogao zakaliti, trebaju biti ispunjeni sljedeći uvjeti:

- **transformacija ferita u austenit.** Zakaliti se mogu samo čelici kod kojih prilikom zagrijavanja dolazi do modifikacije rešetke u austenit. Neki visokolegirani čelici naime uopće nemaju modifikaciju rešetke pa nisu zakaljivi;
- **čelik mora sadržavati dovoljno visok sadržaj ugljika** (kako bi dovoljan broj rešetaka austenita rastvorio po 1 atom ugljika pa se konvencionalno zakaljivim čelicima smatraju oni koji sadrže $\geq 0,35\% C$). Za niže sadržaje ugljika nastali martenzit previše je mekan;
- **čelik treba ugrijati u austenitno područje** jer martenzit može nastati samo od austenita (monofazno za podeutektoidne ili dvofazno za nadeutektoidne čelike);
- **brzina hlađenja treba biti dovoljno velika** kako bi se sprječila difuzija atoma ugljika iz rešetke austenita i tako omogućilo prisilno zadržavanje atoma ugljika u novonastaloj martenzitnoj rešetki.

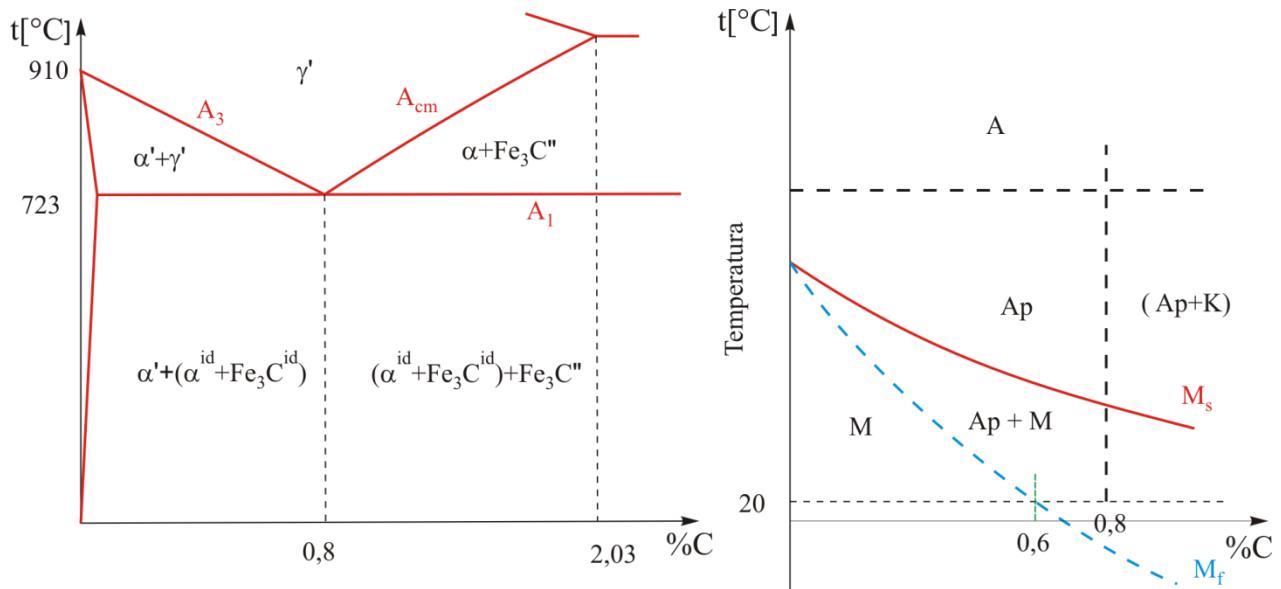
Praktično za provedbu toplinske obrade ugljičnih čelika koriste se Fe-Fe₃C i Uptonov dijagram (*slika 1.23*).

Iz Fe-Fe₃C dijagrama mogu se odrediti podatci za zagrijavanje (temperaturu austenitizacije), i to samo za slučaj ne prebrzog zagrijavanja. Podatci o nastalim fazama mogu se koristiti samo za slučajeve jako sporog (metastabilnog) hlađenja, npr. sporo hlađenje u ugašenoj peći, pepelu ili pijesku.

Podatci potrebni za gašenje (M_s i M_f) mogu se odrediti iz Uptonova dijagrama i vrijede samo za slučaj vrlo brzog hlađenja (za slučaj ugljičnih čelika samo za brzine hlađenja koje se postižu u vodi i rashladnim sredstvima većeg intenziteta hlađenja). Temeljem podataka iz tog se dijagrama može odrediti npr. potrebna temperatura rashladnog sredstva za potpunu transformaciju austenita (za čelike s više od 0,6 %C kojima je martenzit finiš M_f temperatura niža od sobne).

Ovisno o sadržaju ugljika, na sobnoj temperaturi (na 20°C) mogu se dobiti sljedeće faze u mikrostrukturi zakaljenog čelika:

C < 0,4% :	kubni martenzit: M _K
0,4% < C < 0,6% :	tetragonalni martenzit: M _T
0,6% < C < 0,8% :	tetragonalni martenzit i zaostali austenit: M _{T+Az}
C > 0,8%:	tetragonalni martenzit, zaostali austenit i karbid (Fe ₃ C''): M _T + γ _Z + K.

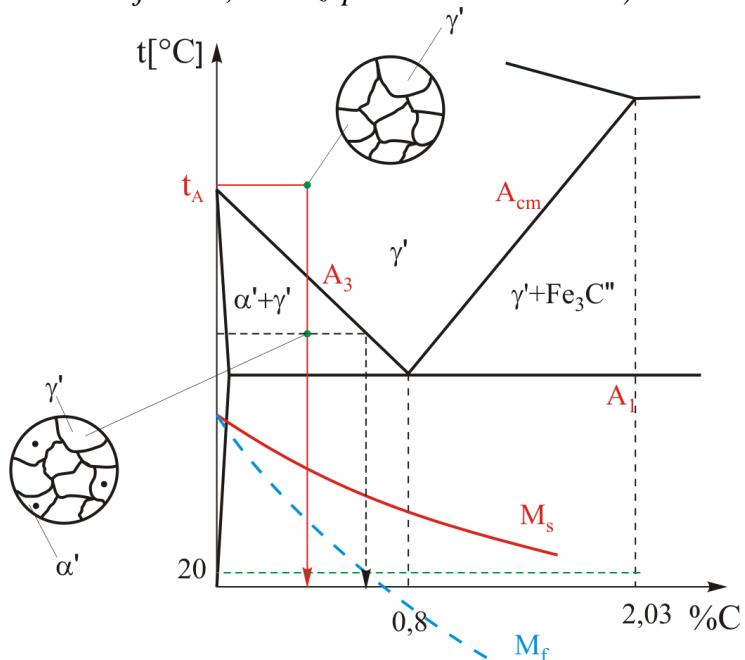


Slika 1.23. Dio dijagrama Fe-Fe₃C i Uptonov dijagram [4]

Pravilna temperatura zagrijavanja (austenitizacije) čelika, u svrhu kaljenja, određuje se iz Fe-Fe₃C dijagrama. Temperatura potpune austenitizacije za podeutektoidne čelike je iznad A₃ linije, a za nadeutektoidne iznad A_{cm} linije (iz metastabilnog dijagrama).

Podeutektoidni čelici (C<0,8 %)

Napomena: Eutektoidna koncentracija iznosi 0,8 % C samo za ugljične nelegirane čelike (dodatak legirnih elemenata u pravilu snižava eutektoidnu koncentraciju, tako da je kod legiranih čelika koncentracija od 0,8 %C zapravo nadeutektoidna).



Slika 1.24. Određivanje temperature austenitizacije podeutektoidnih čelika [4]

Postupkom kaljenja teži se postići konačna struktura koja se sastoji samo od martenzita.

Ako bi se podeutektoidni čelik zagrijao između A_1 i A_3 , dobila bi se dvofazna struktura austenita i ferita A + F (*slika 1.24*).

Brzim hlađenjem (gašenjem) tako zagrijanog čelika (djelomično austenitiziranog) dobije se mikrostruktura koja bi se sastojala od ferita i martenzita F + M. Dakle, gašenjem dolazi samo do pretvorbe pothlađenog austenita u martenzit $A_P \rightarrow M$.

Nastali martenzit ima vrlo visoku tvrdoću (do 900 HV), dok je ferit vrlo meka faza (≈ 100 HV) velike rastezljivosti.

Tvrdoća martenzita kod ugljičnih čelika ovisi samo o sadržaju ugljika: $HV_M = f(\%C)$.

Zagrijavanjem između A_1 i A_3 temperature nastali austenit je bogatiji ugljikom (prema Fe-Fe₃C dijagramu) nego u slučaju potpune austenitizacije (iznad A_3 temperature). Iz ovako ugljikom bogatijeg austenita nastaje martenzit veće tvrdoće, ali i veće krhkosti.

Nastala struktura ima faze drastično različitih svojstava, što je vrlo nepovoljna struktura.

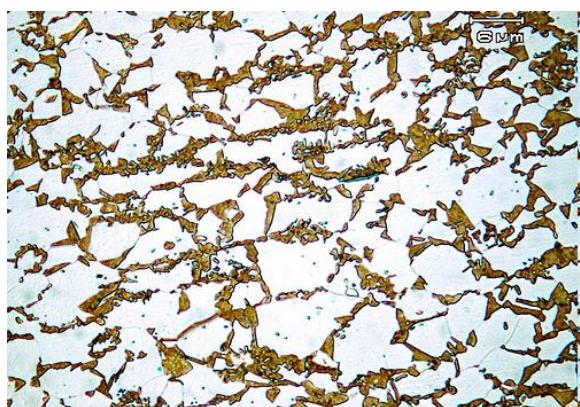
Dakle, treba težiti strukturi sa 100 % martenzita, a u tom cilju treba provesti potpunu austenitizaciju iznad A_3 temperature.

Ako se austenitizacija vrši na previsokim temperaturama, dolazi do porasta zrna (koagulacije – spajanja više manjih zrna u veća) što se odražava na konačna lošija mehanička svojstva. Tu pojavu u svakom slučaju treba izbjegći. Ukrupnjenje zrna austenita snižava temperature početka i završetka martenzitne pretvorbe M_S i M_F pa je moguća pojava ostatnog austenita nakon kaljenja ugljičnog čelika s manje od 0,6 % ugljika.

Pravilna temperatura austenitizacije podeutektoidnih čelika treba biti malo iznad A_3 temperature (kako bi se osigurala potpuna austenitizacija), tj.:

$$t_A = A_3 + (30 \div 70) [\text{°C}].$$

Slika 1.25. prikazuje mikrostrukturu jednog podeutektoidnog ugljičnog čelika, za slučaj gašenja s temperature djelomične (između A_1 i A_3 temperature) i potpune austenitizacije (iznad A_3 temperature).



a) austenitizacija između A_1 i A_3 temp.
ferit + martenzit

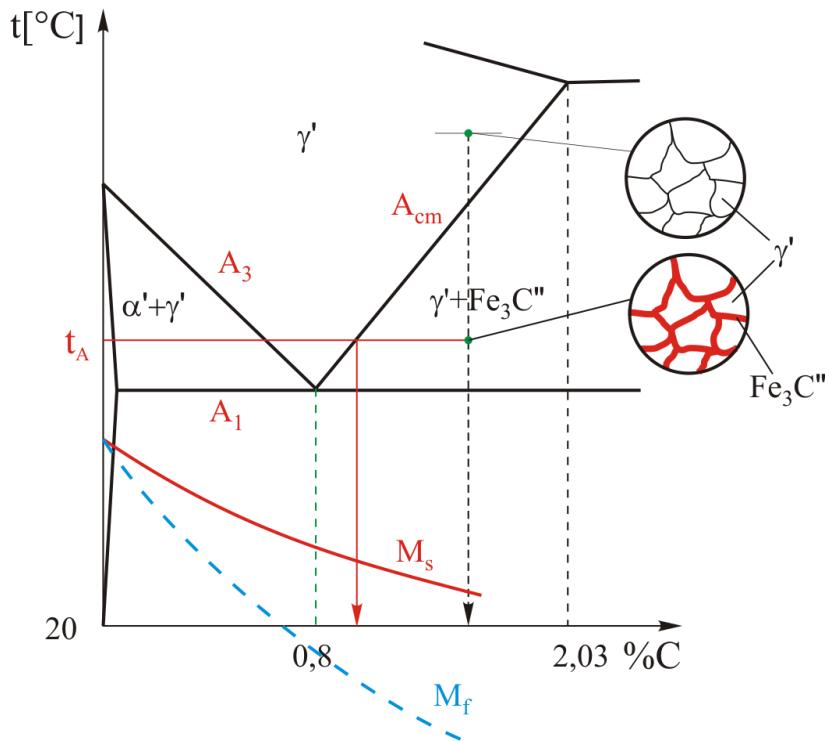


b) austenitizacija iznad A_3 temp.
martenzit

Slika 1.25. Mikrostruktura podeutektoidnog ugljičnog zakaljenog čelika u ovisnosti o t_A [5]

Nadeutektoidni čelici ($C > 0,8 \%$)

Postupak određivanja pravilne temperature austenitizacije kod nadeutektoidnih čelika može se pojasniti razmatranjem dijagrama na *slici 1.26*.



Slika 1.26. Određivanje temperature austenitizacije nadeutektoidnih čelika [4]

Ako se nadeutektoidni čelik zagrije na temperaturu djelomične austenitizacije, tj. između A_1 i A_{cm} temperature, dobije se struktura koja se sastoji od austenita i sekundarnog karbida (sekundarnog cementita) $\gamma' + \text{Fe}_3\text{C}''$. Nadalje, brzim hlađenjem (gašenjem) dolazi do pretvorbe dijela pothlađenog austenita u martenzit $\gamma_p' \rightarrow M$, dok jedan dio austenita ostaje nepretvoren γ_z , jer nije dostignuta temperatura završetka pretvorbe austenita u tetragonalni martenzit M_T (M_f – martenzit finiš temperatura). Sekundarni karbid $\text{Fe}_3\text{C}''$ se ne mijenja, tako da nakon gašenja čelik u mikrostrukturi ima tetragonalni martenzit, zaostali austenit i sekundarni cementit ($M_T + \gamma_z + \text{Fe}_3\text{C}''$).

Mehanička svojstva tetragonalnog martenzita (M_T) i željeznog karbida $\text{Fe}_3\text{C}''$ približno su jednaka (velika tvrdoća $M_T: \approx 900 \text{ HV}$; $\text{Fe}_3\text{C}'': \approx 1000 \text{ HV}$), dok zaostali austenit γ_z (kojeg ima samo 2–3% ukupne mase) ima nižu tvrdoću ($\approx 400 \text{ HV}$).

Ako bi se prije gašenja provela potpuna austenitizacija, zagrijavanjem čelika na temperaturu iznad A_{cm} , tj. u monofazno područje u kojem je prisutan samo austenit, konačni fazni sastav i svojstva, nakon gašenja, bili bi drugčiji.

Gašenjem bi se dijelom austenit pretvorio u još tvrdi (bogatiji ugljikom) tetragonalni martenzit M_T . Količina zaostalog austenita γ_z bila bi veća nego u prethodnom slučaju, jer austenit bogatiji ugljikom ima još nižu temperaturu završetka pretvorbe M_f .

Konačno, zagrijavanje iznad A_{cm} temperature povećalo bi austenitno zrno (zbog koagulacije na višim temperaturama) pa bi se nakon gašenja dobilo grubo martenzitno zrno (uz povećani udio zaostalog austenita). Prosječna tvrdoća nakon takva kaljenja bila bi manja nego u slučaju kaljenja s temperature djelomične austenitizacije.

Zbog navedenih razloga u pravilu se **austenitizacija nadeutektoidnih čelika vrši na temperaturi dvofaznog područja $\gamma' + Fe_3C''$ između A_I i A_{cm}** , tj.:

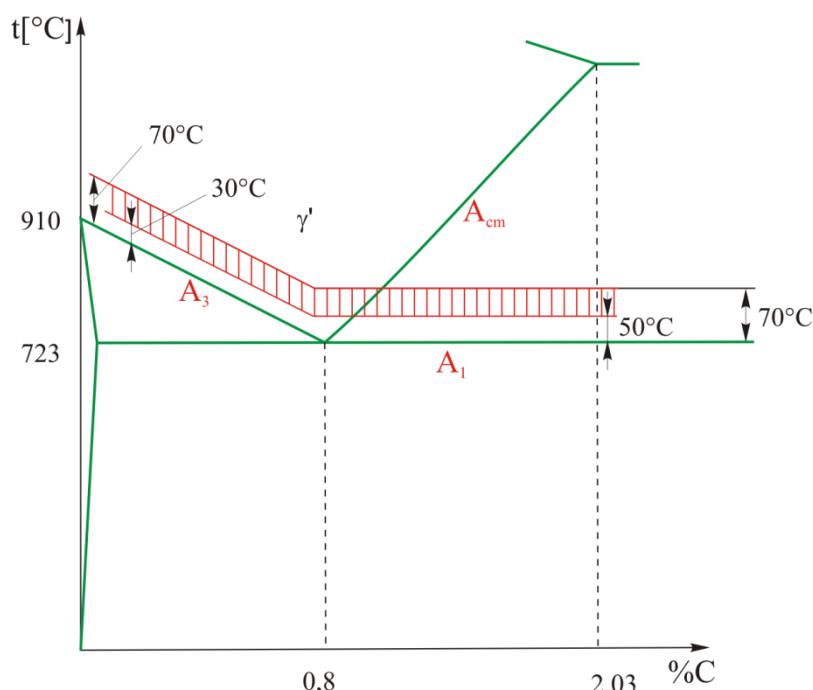
$$t_A = A_I + (50 \div 70) [^\circ C].$$

1.3.1.3.3 Ukratko o kaljenju ugljičnih čelika

Postupak kaljenja čelika može se podijeliti u dvije faze:

- Zagrijavanje na pravilnu temperaturu austenitizacije te progrijavanje** (zadržavanje na temperaturi austenitizacije dok se ne izjednače temperature površine i jezgre te dok se struktura ne homogenizira, tj. izjednači koncentracija ugljika u svim dijelovima volumena austenita) - *slika 1.27*:

- za podeutektoidne čelike: $t_A = A_3 + (30 \div 70) [^\circ C]$
- za nadeutektoidne čelike: $t_A = A_I + (50 \div 70) [^\circ C]$.



Slika 1.27. Područje optimalnih temperatura austenitizacije za kaljenje ugljičnih čelika [4]

2. Gašenje u vodi (hlađenje nadkritičnom brzinom)

Fazni sastav ugljičnog čelika zakaljenog u vodi sobne temperature $\approx 20^\circ C$ (ovisi samo o sadržaju ugljika; vidi Uptonov dijagram na *slici 1.22*):

- podeutektoidni čelici s $C < 0,4\%$: kubni martenzit (M_K);
- podeutektoidni čelici s $0,4\% < C < 0,6\%$: tetragonalni martenzit (M_T);
- podeutektoidni čelici s $0,6\% < C < 0,8\%$: tetragonalni martenzit (M_T) + zaostali austenit (γ_z);
- nadeutektoidni čelici s $> 0,8\% C$: tetragonalni martenzit (M_T) + zaostali austenit (γ_z) + željezni karbid (Fe_3C'').

1.3.1.3.4 Utjecaj sadržaja ugljika C na tvrdoću zakaljenog čelika

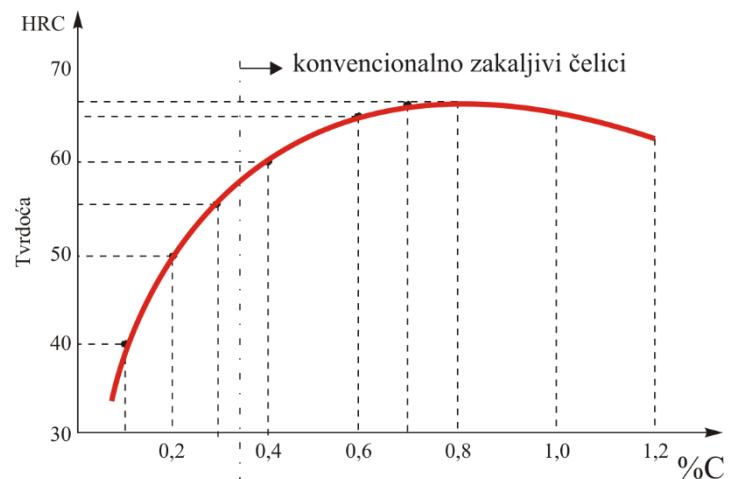
Tvrdoća martenzita ovisna je samo o sadržaju ugljika, odnosno o količini rastvorenog ugljika u austenitu iz kojeg je martenzit nastao!

Tvrdoća je povezana s izvitoperenjem rešetke martenzita (stupanj tetragonalnosti). Što je rešetka bogatija ugljikom, veće je izvitoperenje, a time i tvrdoća nastalog martenzita.

Međutim, čelici s više od 0,8 % mogu nakon kaljenja iskazivati manju tvrdoću ako nije izvršeno duboko hlađenje (direktnim kaljenjem u pothlađenom rashladnom sredstvu ili naknadnim dubokim pothlađivanjem nakon kaljenja u rashladnom sredstvu sobne temperature).

Naime, u praksi se najčešće primjenjuju rashladna sredstva sobne temperature, čime se ne dostiže M_f temperatura završetka pretvorbe, pa dio austenita ostane nepretvoreni. Nepretvoreni austenit znatno je mekša faza od martenzita.

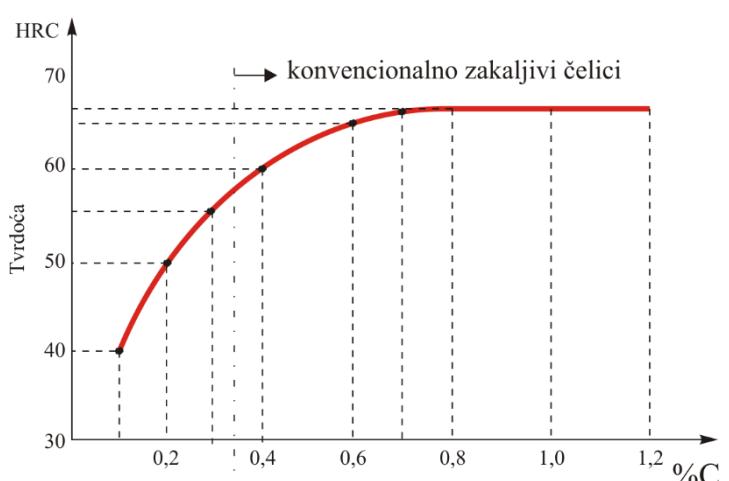
Iako u samom martenzitu ima dosta rastvorenog ugljika (zbog čega ima veliku tvrdoću), prosječna tvrdoća smjese sa zaostalim mekim austenitom je manja (u odnosu na slučaj dubokog hlađenja).



Slika 1.28. Burnsov dijagram – nadeutektoidni čelici austenitizirani na $t_A > A_{cm}$ temperature [4]

Nadalje, ako se nadeutektoidni čelik potpuno austenitizira (zagrijavanjem iznad A_{cm} temperature) te nakon progrijavanja, tj. homogenizacije austenitne strukture, hlađi nadkritičnom brzinom, njegova tvrdoća može biti manja nego kod zakaljenog čelika manjeg sadržaja ugljika (slika 1.28 – Burnsov dijagram za slučaj potpune austenitizacije).

Ako se austenitizacija nadeutektoidnih čelika vrši na nekoj nižoj temperaturi (između A_I i A_{cm} temperature), u gašenoj strukturi se uz tetragonalni martenzit pojavljuje sekundarni cementit (faza tvrđa od martenzita) i nešto manja količina (u odnosu na prethodni slučaj) mekšeg zaostalog austenita (zbog više temperature završetka martenzitne pretvorbe M_f prema Uptonovu dijagramu) pa krivulja u Burnsovom dijagramu poprima drugačiji oblik, što se vidi na slici 1.29.



Slika 1.29. Burnsov dijagram – nadeutektoidni čelici austenitizirani na $t_A = A_I + (50 \div 70) [^{\circ}C]$ [4]

1.4 TTT - DIJAGRAMI

1.4.1 KONSTRUKCIJA TTT-DIJAGRAMA

Metastabilni Fe-C dijagram ne daje uvid u faze i količine faza koje nastaju pri većim brzinama hlađenja. Kako je u praksi brzina hlađenja uglavnom veća od metastabilne, nastale faze bitno su različite od onih koje se nalaze u metastabilnom dijagramu.

Pri jako malim brzinama hlađenja nastaju metastabilne faze (ferit, lamelarni perlit i sekundarni cementit), dok pri vrlo velikim brzinama hlađenja nastaje martenzit uz eventualno nešto nepretvorenog austenita.

Faze koje nastaju između tih dviju ekstremnih brzina hlađenja jesu smjesa cementita i ferita i to sve finije strukture što je brzina hlađenja veća.

Kako bi se moglo točno odrediti fazni sastav i količinske udjele koji nastaju ubrzanim hlađenjem, promjene faza i temperatura u dijagramu moraju biti prikazane kao vremenska funkcija.

Za praćenje promjena kod ubrzanih hlađenja koriste se TTT-dijagrami (engl. *Temperature – Time – Transformation*), koji su za svaki čelik različiti. Dakle, čelici različitog kemijskog sastava imaju različite TTT-dijagrame.

S pomoću tih dijagrama moguće je odrediti količinu pretvorenog austenita A u funkciji brzine i temperature hlađenja te vrste i količine nastalih faza. TTT-dijagrami koriste se i za određivanje načina hlađenja s ciljem postizanja odgovarajuće strukture i faznog sastava (svojstava čelika).

Do sada su opisana dva dijagrama za ekstremne slučajeve hlađenja:

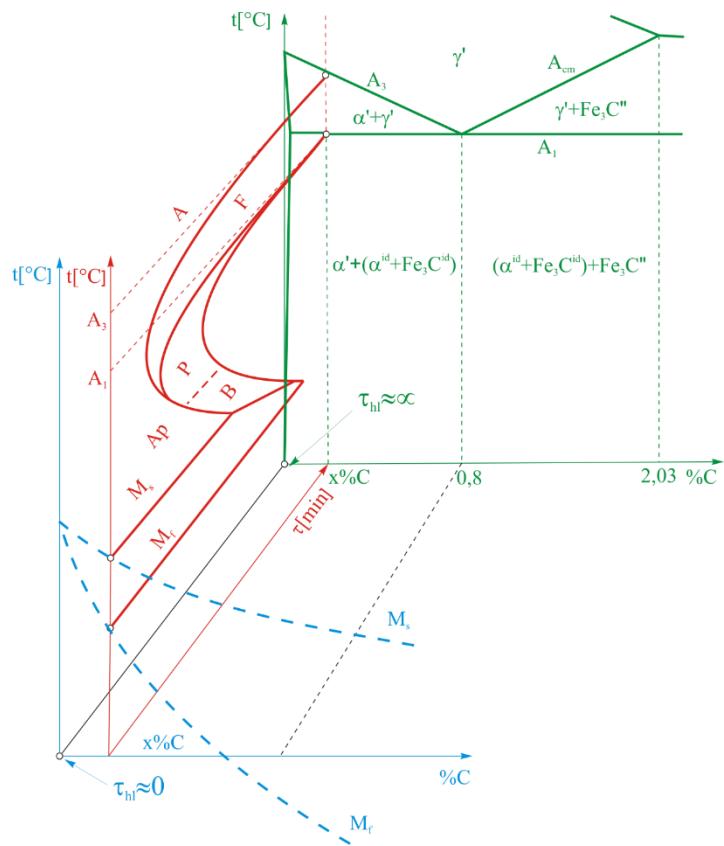
1. metastabilni Fe-Fe₃C dijagram za ekstremno sporo hlađenje ($\tau_{hl} \rightarrow \infty$ tj. $v_{hl} \rightarrow 0$) i
2. Uptonov dijagram za ekstremno brzo hlađenje ($\tau_{hl} \rightarrow 0$ tj. $v_{hl} \rightarrow \infty$).

Između ta dva ekstremna slučaja (tj. između $\tau_{hl} \rightarrow 0$ i $\tau_{hl} \rightarrow \infty$) može se dobiti kvalitativna slika ako se načini vertikalni presjek trokomponentnog prostornog sustava za određeni udio ugljika (x % C) okomito na ravninu "τ - %C" (*slika 1.30, 1.31, 1.32*).

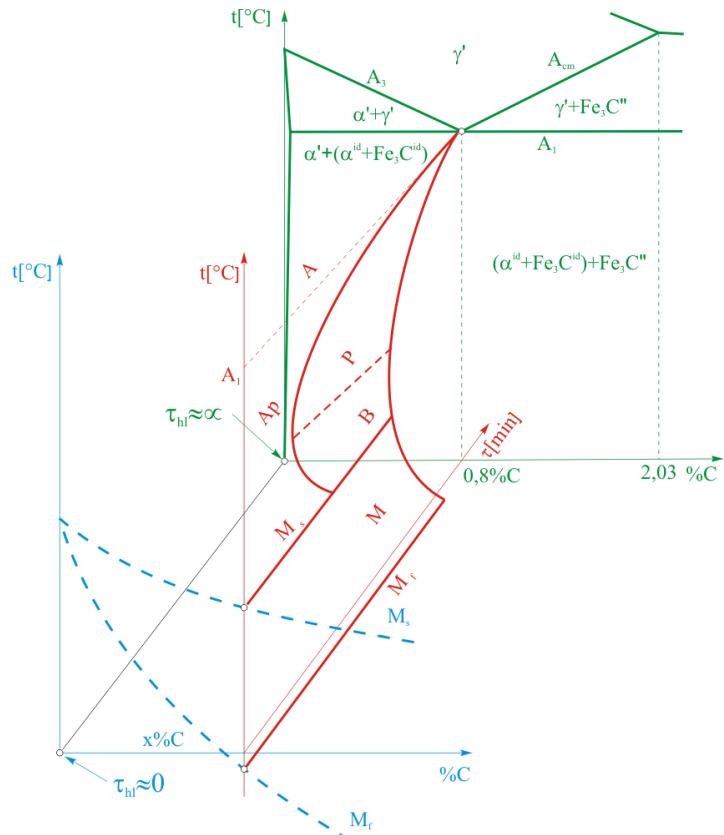
Naravno, za dobivanje točne slike trebalo bi poznavati i dijagrame slijevanja "t - %C" (v_{hl} = konst.) za brzine hlađenja između tih dvaju ekstremi.

Može se zaključiti da skraćenje trajanja ohlađivanja (tj. povećanje brzine hlađenja v_{hl}) snižava temperature A_3 i A_1 podeutektoidnih čelika, odnosno temperature A_{cm} i A_1 nadeutektoidnih čelika. Pri tome se A_3 (i A_{cm}) snižavaju brže nego A_1 .

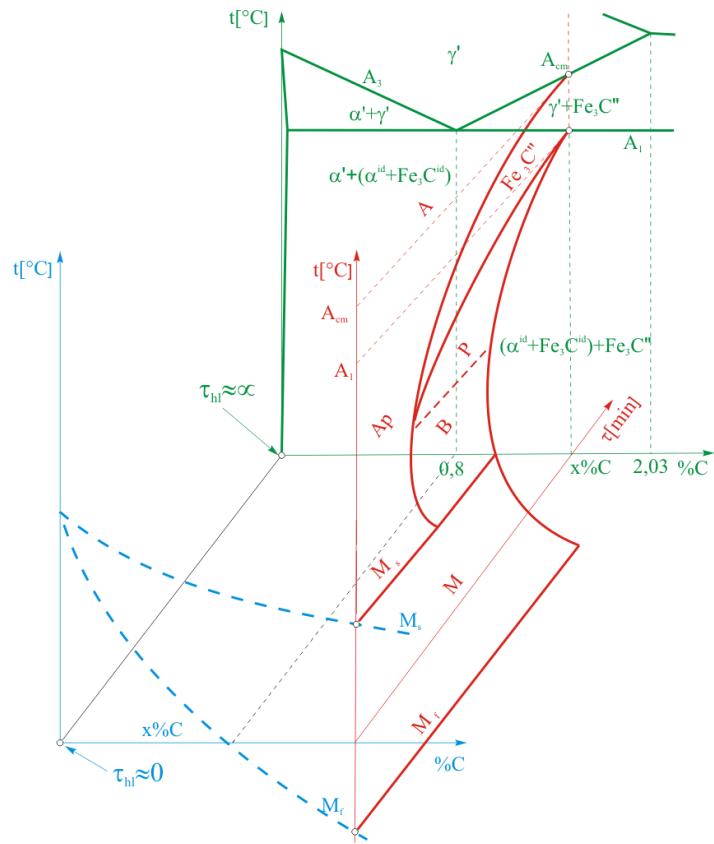
Dobivenim dijagramom "t - τ" (% C = konst.) struktura se zbivanja mogu vrlo lako pratiti za različite brzine hlađenja (za različite intenzitete rashladnog sredstva). Treba naglasiti da dobiveni dijagram vrijedi samo za jednu jedinu leguru Fe-C (jednu koncentraciju), te nema karakter univerzalnosti, kao što je to slučaj s Fe-Fe₃C dijagramom.



Slika 1.30. TTT–dijagram (crveni) konstruiran pomoću metastabilnog Fe- Fe_3C (zeleni) i Uptonova (plavi) dijagraama za podeutektoidni čelik [4]



Slika 1.31. TTT–dijagram (crveni) konstruiran pomoću metastabilnog Fe- Fe_3C (zeleni) i Uptonova (plavi) dijagraama za eutektoidni čelik [4]

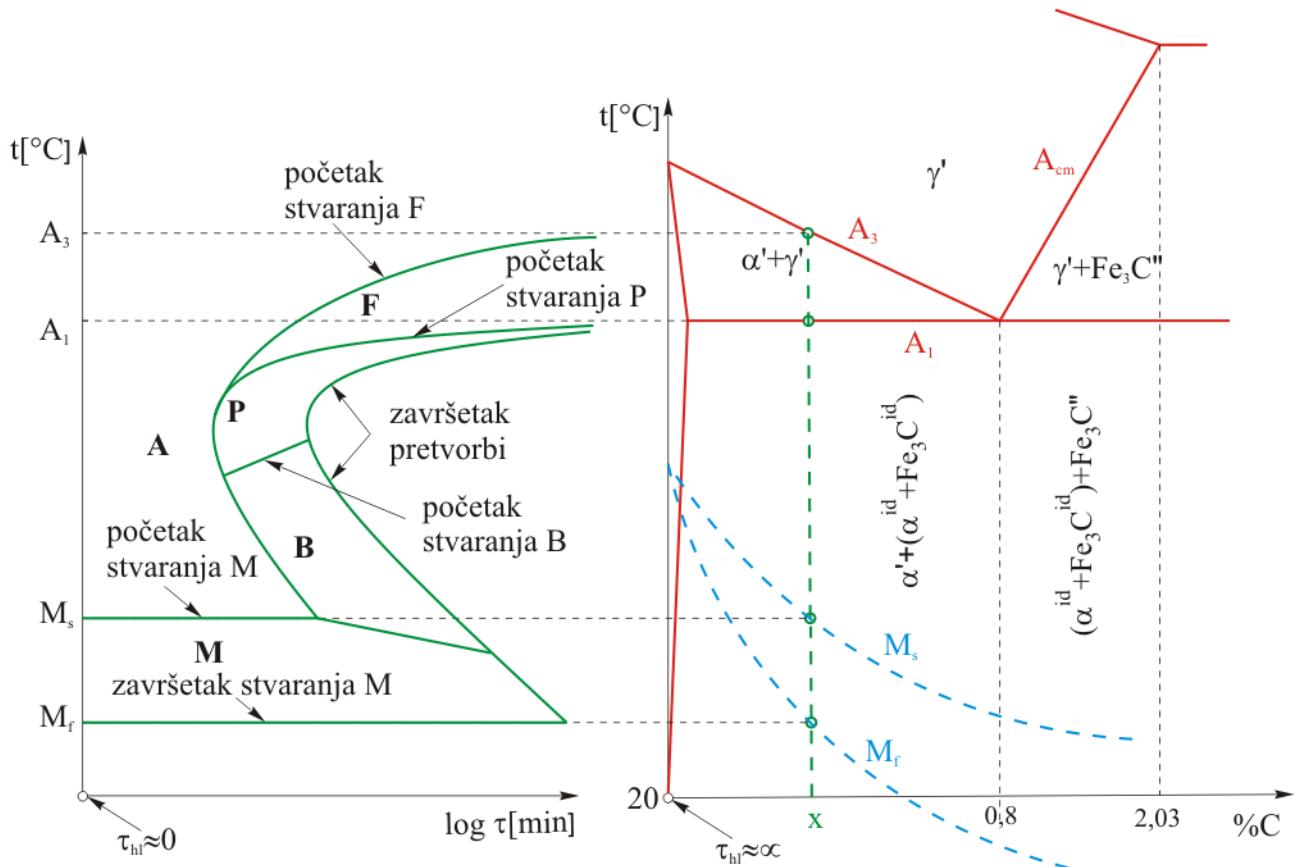


Slika 1.32. TTT–dijagram (crveni) konstruiran pomoću metastabilnog Fe- Fe_3C (zeleni) i Uptonova (plavi) dijagrama za nadeutektoidni čelik [4]

Prilikom konstruiranja TTT–dijagrama, zbog boljeg pregleda, treba ucrtati u jednom te istom dijagramu i metastabilni Fe- Fe_3C dijagram i Uptonov dijagram (*Slika 1.33* desno).

Linije A_1 , A_3 i A_{cm} u Fe- Fe_3C dijagramu vrijede samo za grijanje i jako sporo hlađenje (hlađenje u ugašenoj peći).

Nasuprot tome linije M_s i M_f u Uptonovu dijagramu vrijede samo za jako brzo hlađenje (npr. hlađenje u hladnoj vodi).



Slika 1.33. Konstrukcija TTT–dijagrama [4]

TTT–dijagram (**T**ime **T**emperature **T**ransformation = vrijeme, temperatura, pretvorba) za točno određenu koncentraciju x [% C] prikazan je na lijevoj strani slike 1.33. Iz tog dijagrama, za poznati režim hlađenja „ t – τ “ (krivulju hlađenja), mogu se pratiti transformacijska zbivanja u zadanom čeliku.

Područja u TTT–dijagramu, obilježena velikim slovima, predstavljaju:

- A – područje čistog austenita
- F – područje pretvorbe austenita u primarni ferit
- P – područje pretvorbe austenita u perlit
- B – područje pretvorbe austenita u bajnit
- M – područje pretvorbe austenita u martenzit.

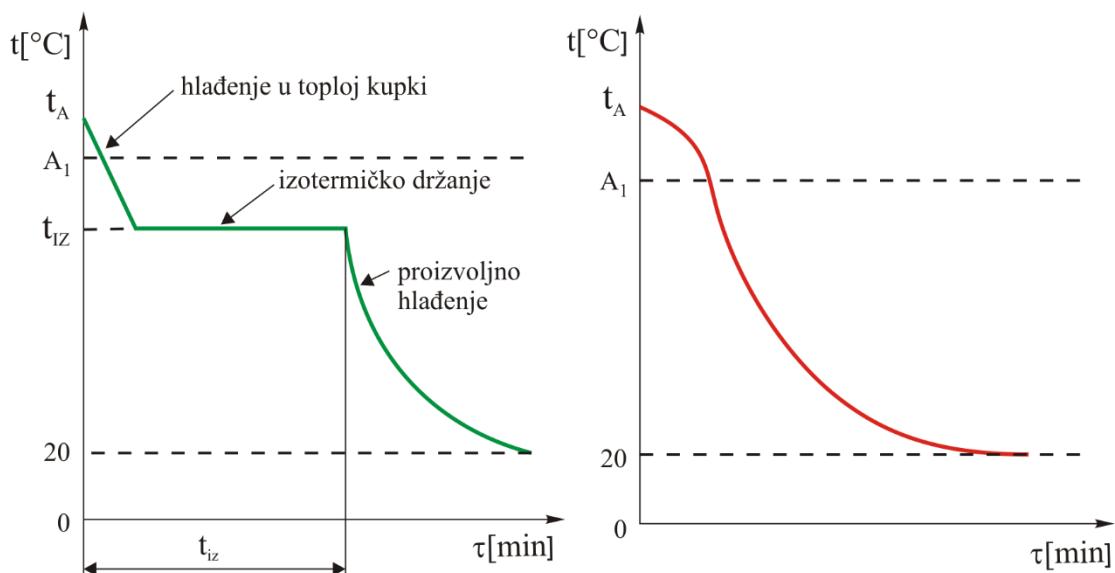
TTT–dijagrami ne moraju točno odgovarati uvjetima promjene toplinskog stanja kod realnog izratka. Razlog te pojave leži u uvjetima snimanja TTT–dijagrama.

Snimanje TTT–dijagrama vrši se u posebnim (laboratorijskim) uvjetima, različitim od uvjeta toplinske obrade realnog izratka. Uzorci na kojima se vrši snimanje dijagrama su u pravilu znatno manje dimenzije od izradaka na kojima se vrši toplinska obrada. TTT–dijagrami daju dobru orientaciju za izbor rashladnog sredstva u cilju postizanja određenog faznog sastava tj. svojstava. Međutim, za fino podešavanje parametara toplinske obrade i postizanje optimalnih svojstava vrlo se često vrše pokusi.

1.4.2 NAČINI HLAĐENJA AUSTENITA

Hlađenje austenita, koje se prati TTT-dijagramima, može se obaviti na dva načina:

1. **Diskontinuirano ili izotermički** – hlađenje se obavlja do određene temperature (iznad sobne) i zadržava na toj temperaturi do potpunog ili djelomičnog završetka pretvorbe austenita (npr. hlađenje austenitiziranog uzorka u solnoj kupki zagrijanoj na 500°C). Pretvorba austenita odvija se pri jednoj konstantnoj temperaturi (*slika 1.34* lijevo).
2. **Kontinuirano ili anizotermički** – hlađenje se obavlja kontinuirano s temperature austenitizacije do sobne temperature (npr. hlađenje austenitiziranog uzorka na mirujućem zraku sobne temperature). Pretvorba austenita odvija se u temperaturnom intervalu (*slika 1.34* desno).



Slika 1.34. Krivulja hlađenja za izotermičko (lijevo) i kontinuirano (desno) hlađenje [4]

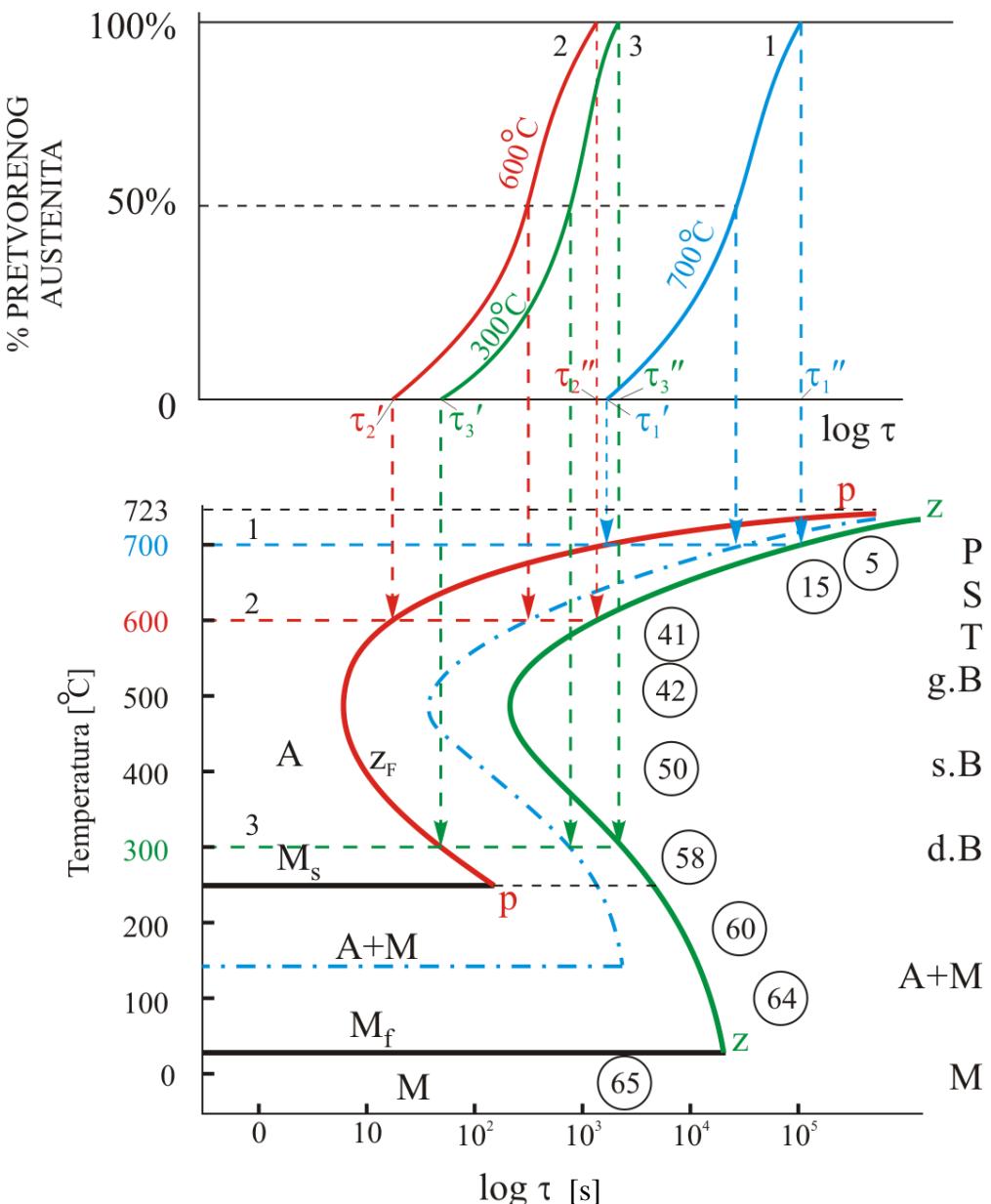
1.4.3 TTT-DIJAGRAMI ZA IZOTERMIČKO HLAĐENJE

Konstrukcija ovih dijagrama vrši se na način da se uzorci - tanke pločice debljine $\approx 1\text{ mm}$ dotičnog čelika potpuno austenitiziraju te izotermički hlađe dok se pretvorba ne izvrši djelomično ili potpuno.

1.4.3.1 TTT-dijagrami za eutektoidni čelik

Konstrukcija izotermičkog dijagrama objasnit će se na primjeru eutektoidnog čelika. Potrebno je pripremiti više uzoraka od istog čelika te ih potpuno austenitizirati na $t_A \approx 770^{\circ}\text{C}$. Nakon austenitizacije svaki uzorak hlađi se uranjanjem u npr. solnu kupku do završetka pretvorbe. Temperatura solne kupke za svaki je uzorak različita (manja od 723°C). Solne kupke moraju biti posebne kvalitete kako ne bi došlo do kemijske reakcije s ugrijanim metalom.

Pretvorbom austenita dolazi do fizikalnih promjena (volumena, magnetskih svojstava...) koje se prate u funkciji vremena. Te pojave su posljedica pretvorba faza, pa su indirektni pokazatelj tijeka pretvorbe austenita.



Slika 1.35. Konstrukcija TTT-dijagrama eutektoидног целика за изотермичко хлађење [1]

U primjeru na *slici 1.35* promatraju se tri uzorka (1, 2 i 3). Austenitizirani uzorci uranaju se u rastaljene solne kupke zagrijane na temperature izotermi: 700°C za uzorak 1, 600°C za uzorak 2 i 300°C za uzorak 3. Snimaju se pripadajuće krivulje 1, 2 i 3 pretvorba, tj. određuju se količinski udjeli pretvorbe austenita u funkciji vremena (*slika 1.35* – gornji dijagram).

U dijagramu je apscisa vrijeme u logaritamskom mjerilu (kao i u TTT-dijagramu), a ordinata postotak pretvorenog austenita.

Ako se promotri krivulja za uzorak 1 u dijagramu "% pretvorenog austenita – log τ", može se uočiti da pretvorba ne započinje odmah nego tek nakon vremena τ'_1 i traje sve do vremena τ''_1 . Kod uzorka 2 pretvorba započinje ranije, dok za uzorak 3 pretvorba kasni u odnosu na uzorak 2.

Gornji dijagram koristi se samo za konstrukciju TTT-dijagrama. Spuštanjem vremena svih početaka i završetaka pretvorbe iz ovog dijagrama na odgovarajuću izotermu u TTT-dijagramu te spajanjem točaka početaka pretvorbe dobije se **linija p-p početka austenitne pretvorbe**, odnosno spajanjem točaka završetaka pretvorbe dobije se **linija z-z završetka austenitne pretvorbe**. Osim

spomenutih linija, u dijagramu su ucrtane i dvije horizontalne linije - M_s (*martensite start*) linija početka martenzitne pretvorbe i M_f (*martensite finish*) linija završetka martenzitne pretvorbe.

U dijagramu se uočavaju kružići s brojkama koji označavaju tvrdoću koja odgovara pripadajućoj izotermi (u dijagramu su iskazane vrijednosti Rockwell C tvrdoće, u praktičkim TTT-dijagramima tvrdoće su često iskazane po Vickersu). Sasvim desno u dijagramu su upisani i nazivi faza koje se pojavljuju na pojedinim izotermama.

U TTT-dijagramu za eutektoidni čelik na *slici 1.35* može se uočiti:

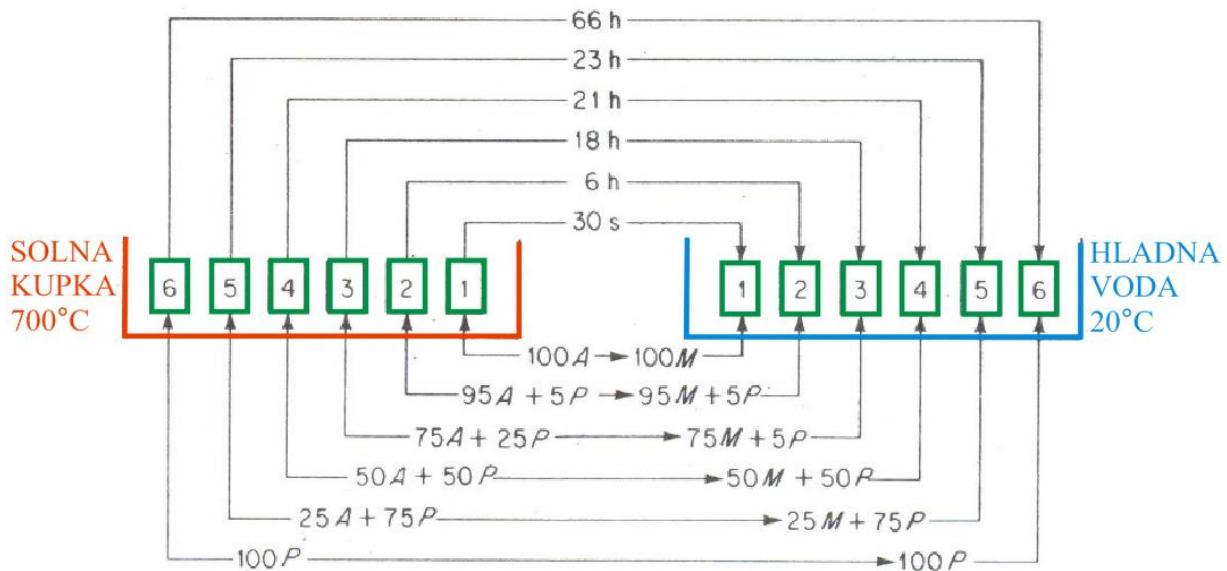
- linije početka i završetka pretvorbe asimptotski približavaju eutektoidnoj temperaturi, što je bilo i očekivano, jer se kod jako sporog hlađenja (metastabilnog) pretvorba odvija upravo na ovoj temperaturi;
- stabilnost austenita najmanja je na temperaturi oko 550°C (samo nekoliko sekunda). Pri višim temperaturama pothlađenje je malo pa je i sklonost modifikaciji rešetke mala, dok je pri nižim temperaturama ta sklonost velika, ali zbog manje sadržane energije brzine reakcije su manje;
- iznad "nosa" dijagrama ($>550^{\circ}\text{C}$) izlučuju se lamelarni eutektoidi (perlit, sorbit i troostit), a ispod ove temperature bajniti;
- na izotermama ispod 250°C nastaje martenzit (uz nešto preostalog austenita ako je temperatura izoterme iznad M_f).

1.4.3.2 Metode za praćenje promjena austenita eutektoidnog čelika

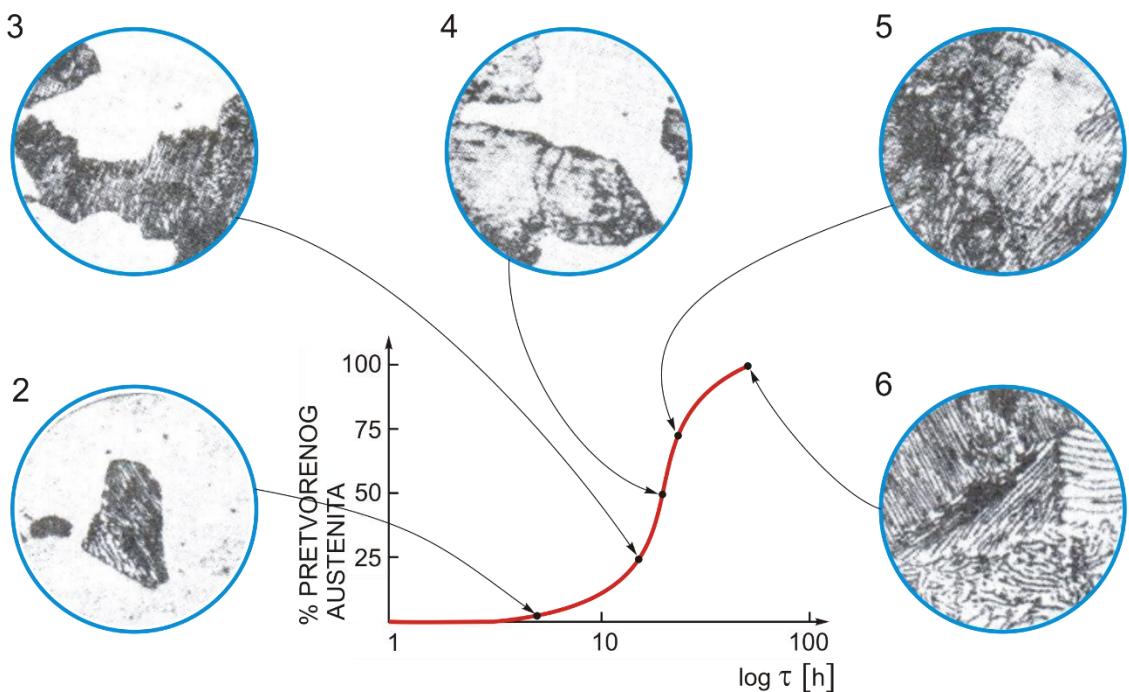
U svrhu praćenja promjena austenita mogu se koristiti različite metode. Uglavnom sve metode se temelje na fizikalnim promjenama koje nastaju modifikacijom austenita u druge faze (promjena volumena, tvrdoće, magnetskih svojstava, strukture, zvukovi koji nastaju transformacijom).

1.4.3.2.1 Metalografska metoda

Za svaku izotermičku temperaturu potrebno je pripremiti više uzoraka (tankih pločica) iz ispitivanog čelika. Svaka serija uzoraka koristi se za praćenje promjena austenita na jednoj izotermi (temperaturi). Uzorci se potpuno austenitiziraju i zadržavaju određeno vrijeme na istoj izotermičkoj temperaturi kako bi se postigla potpuna homogenizacija strukture. Nakon toga se izotermički hlađe u solnoj ili metalnoj kupki odgovarajuće temperature, npr. 700°C (*slika 1.36*). Svaki uzorak drži se različito vrijeme u rashladnom sredstvu na ovoj temperaturi. Naglim hlađenjem, u vodi sobne temperature, nepretvoreni dio austenita transformira se u martenzit, dok se izotermičkom pretvorbom nastale faze (u primjeru na slici perlit) ne mijenjaju. Pregledom mikrostrukture s pomoću optičkog mikroskopa utvrđuju se vrste i količine nastalih faza (*slika 1.37*). Ako u strukturi nema martenzita, može se zaključiti da je izotermičkim hlađenjem presječena linija završetka pretvorbe "z-z" (cjelokupna količina austenita transformirala se na temperaturi izoterme). Struktura čistog martenzita upućuje na zaključak da izotermičkim hlađenjem nije dostignuta linija početka pretvorbe "p-p" (nije započela transformacija austenita na temperaturi izoterme).



Slika 1.36. Transformacija austenita u perlit u ovisnosti o vremenu zadržavanja na izotermi 700°C [1]



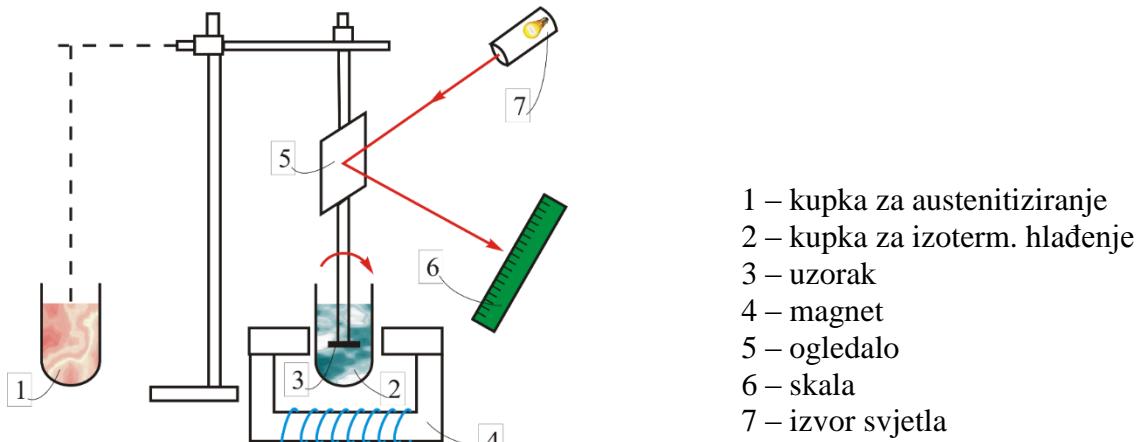
Slika 1.37. Izotermička krivulja transformacije austenita za eutektoidni čelik - 700°C. Svjetla područja predstavljaju martenzit [1, 6].

1.4.3.2.2 Metoda koja se koristi svojstvom promjene tvrdoće

Priprema uzorka identična je prethodnoj metodi. Za svaku izotermičku temperaturu potrebno je pripremiti više uzorka. Pripremljenim uzorcima mjeri se tvrdoća. Izmjerena tvrdoća odraz je faznog sastava strukture. Veću tvrdoću postići će uzorci s manjom količinom pretvorenog austenita na izotermičkoj temperaturi (veća količina tvrdog martenzita nakon gašenja u vodi).

1.4.3.2.3 Magnetska metoda

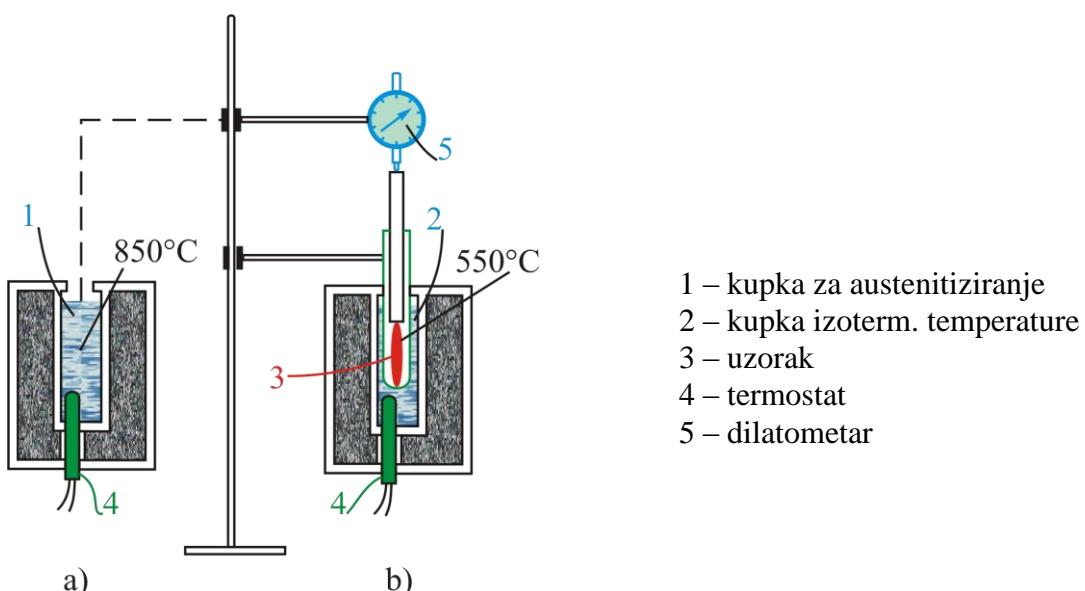
Tanki uzorci cilindričnog oblika, učvršćeni u uređaj prikazan shematski na *slici 1.38*, nakon austenitizacije u solnoj kupki uranjaju se u kupku izotermičke temperature koja se nalazi u magnetskom polju. Pretvorbom nemagnetičnog austenita u novu magnetičnu fazu (sve ostale faze su magnetične) uzorak se zakreće, što se s pomoću prikazanog instrumenta registrira na mjerne skali. Za svaku izotermičku temperaturu dovoljan je samo jedan uzorak.



Slika 1.38. Praznjenje promjene austenita magnetskom metodom [1]

1.4.3.2.4 Dilatometrijska metoda

Uzorak se potpuno austenitizira u solnoj kupki odgovarajuće temperature (*slika 1.39a*) nakon čega se prebacuje u kupku izotermičke temperature (*slika 1.39b*). U solnoj kupki se, s pomoću komparatora, prati promjena duljine uzorka u funkciji vremena. U početku se duljina uzorka smanjuje (zbog sniženja temperature od temperature austenitizacije do temperature izoterme). Do početka pretvorbe nema promjene duljine uzorka. S početkom pretvorbe duljina se počinje povećavati sve do završetka pretvorbe austenita. Promjena duljine uzorka upućuje na transformaciju austenita. Nakon završetka pretvorbe nema više promjene duljine uzorka. Kod ove metode dovoljan je samo jedan uzorak za svaku izotermu.



Slika 1.39. Praznjenje promjene austenita dilatometrijskom metodom [1]

1.4.3.2.5 Akustička metoda

Pomoću posebno osjetljivih elektroničkih uređaja registriraju se šumovi povezani s modifikacijom rešetke i time određuje početak i završetak pretvorbe.

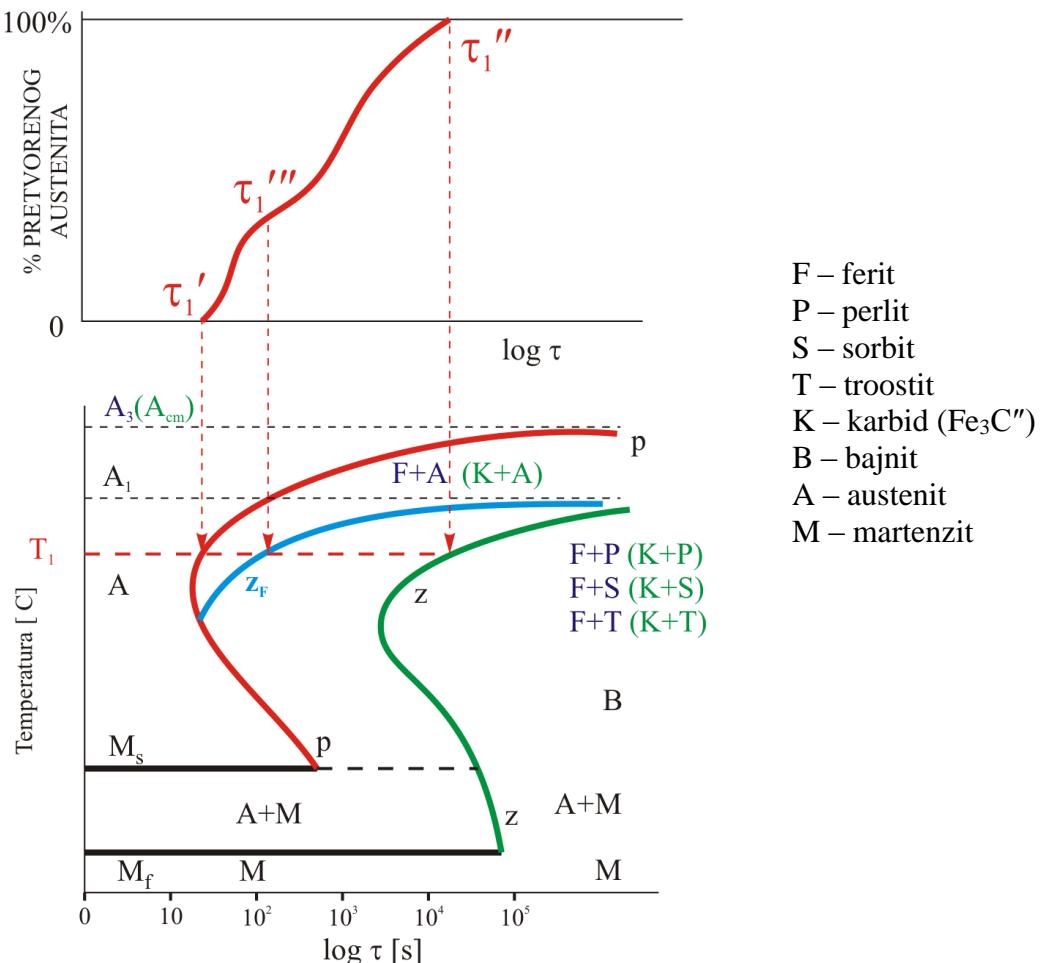
1.4.3.3 TTT-dijagrami za neeutektoidni čelik

Na potpuno analogan način konstruira se TTT–dijagram podeutektoidnog čelika izotermičkim ohlađivanjem tankih pločica s $t_A = 30 \div 50^\circ\text{C}$ iznad A_3 , odnosno nadeutektoidnih čelika s $t_A = 30 \div 50^\circ\text{C}$ iznad A_{cm} . Ispitivanje se provodi za cijeli niz različitih temperatura. Kao rezultat dobije se za svaku izotermu po jedna krivulja pretvorba.

Snimljena krivulja pretvorba austenita dobiva dodatni lom (infleksiju) u trenutku τ_1''' , što je vidljivo na gorjem dijelu *slike 1.40*. Ova točka je povezana s trenutkom početka eutektoidne pretvorbe austenita. U vremenskom intervalu $\tau_1' - \tau_1'''$ dolazi do izlučivanja predeutektoidnih faza (ferita za podeutektoidne i cementita za nadeutektoidne čelike). Do eutektoidne transformacije dolazi u vremenskom intervalu $\tau_1''' - \tau_1''$. Trenutak τ_1'' odgovara potpunom završetku pretvorbe austenita. Dalnjim zadržavanjem na izotermičkoj temperaturi nema više nikakvih faznih promjena.

U TTT-dijagramu za neeutektoidni čelik (*slika 1.40*) uočava se:

- da dobiveni izotermički TTT-dijagram neeutektoidnog čelika ima dvije asymptote (na temperaturi A_3/A_{cm} i A_1 temperaturi) za razliku od eutektoidnoga koji ima samo jednu asymptotu (na temperaturi A_1);
- da se gornji dio linije **p-p** asymptotski približava A_3/A_{cm} (za podeutektoidne / za nadeutektoidne čelike). Linija **p-p** predstavlja početak pretvorbe u predeutektoidnu fazu ferit za podeutektoidne ili sekundarni cementit za nadeutektoidne čelike;
- srednja linija **zF** koja predstavlja početak pretvorbe u eutektoidnu fazu (perlit, sorbit, troostit). Ta se linija asymptotski približava A_1 temperaturi.



Slika 1.40. Konstrukcija TTT-dijagrama podeutektoidnog čelika pri izotermičkom hlađenju (shematski prikaz) [1]

Izotermički TTT-dijagrami daju dobar uvid u strukturne promjene promatranog čelika u uvjetima izotermičkog (diskontinuiranog) hlađenja s temperature austenitizacije na temperaturu izoterme (npr. hlađenje u rastaljenom metalu – olovnoj kupki ili soli) do završetka transformacije uz naknadno lagano hlađenje zbog redukcije zaostalih naprezanja.

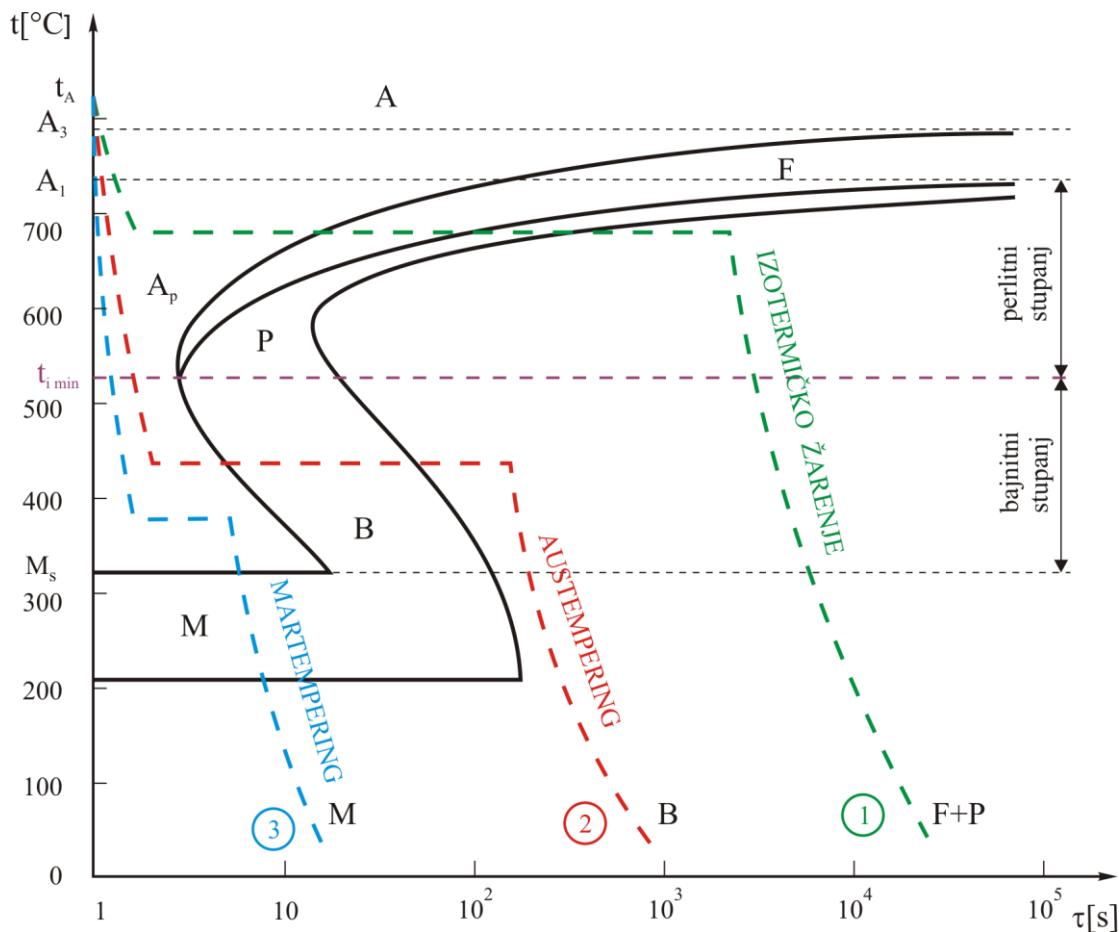
Temperatura izotermičke pretvorbe treba biti ispod temperature pretvorbe A_I , ali iznad temperature M_s , tj.:

$$M_s < t_{iz} < A_I.$$

Ako je trajanje držanja (τ_{iz}) na temperaturi izotermičke pretvorbe (t_{iz}) dovoljno dugo, doći će do potpune izotermičke transformacije pothlađenog austenita. Idući od viših prema nižim temperaturama izoterma, nastaju eutektoidi (perlit, sorbit, troostit) te na koncu pri nižim temperaturama izoterma paraeutektoid bajnit.

Primjeri triju tipičnih izotermičkih toplinskih obrada (*slika 1.41*):

1. izotermičko žarenje
2. izotermičko poboljšavanje (obrada na bajnit, "austempering")
3. gašenje u toploj kupki ("martempering").



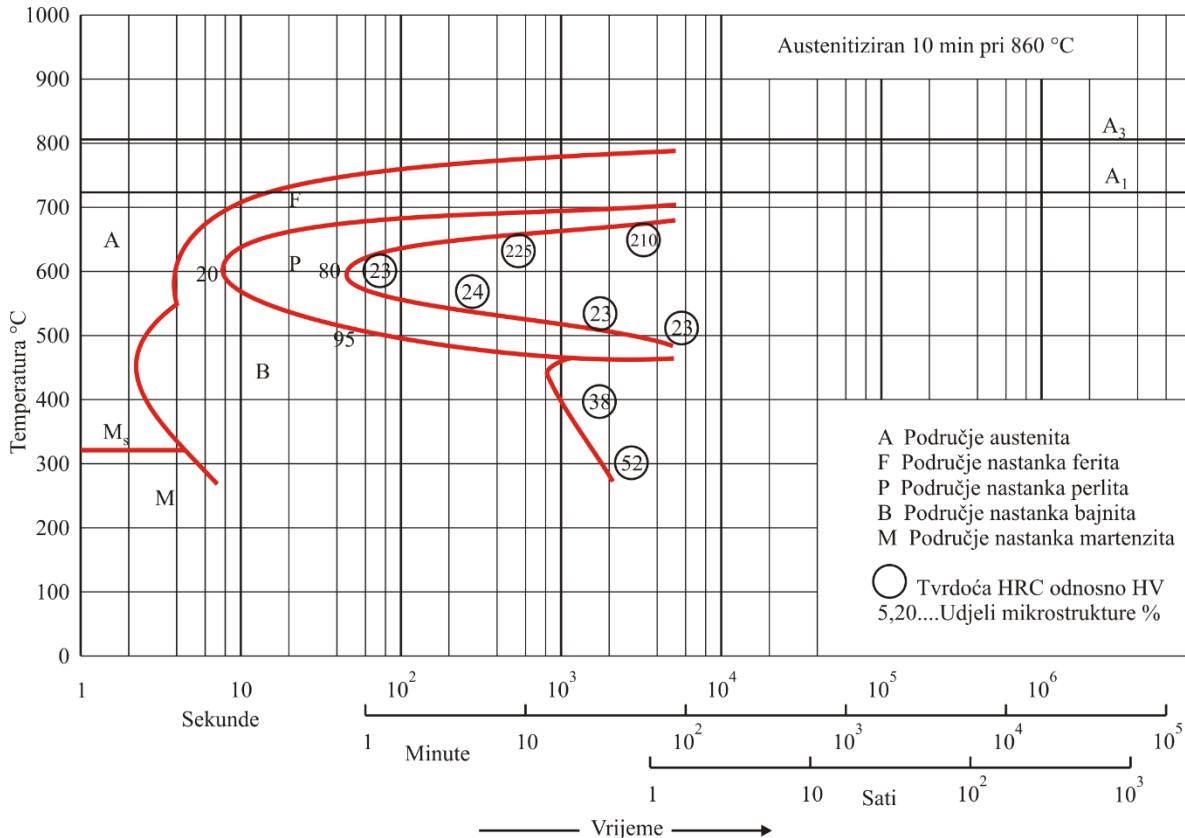
Slika 1.41. Izotermički TTT-dijagram podeutektoidnog ugljičnog čelika (s oko 0,5 %C) [4]

U izotermičkim TTT-dijagramima očitanja se vrše samo duž izoterma.

Uz pojedine izoterme, u izotermičkim TTT-dijagramima, navedene su tvrdoće koje se postižu pretvorbom na pripadajućoj temperaturi (*slika 1.42*).

Stvarni postupci izotermičke obrade ostvaruju se prebacivanjem austenitiziranog izratka u kupku (npr. u rastaljeni metal ili solnu kupku) temperature izotermičke pretvorbe t_{iz} . Temperatura kupke je niža od temperature A_1 , a viša od temperature početka martenitne pretvorbe M_s , tj.: $M_s < t_{iz} < A_1$.

Kod izotermičkih toplinskih obrada transformacija pothlađenog austenita odvija se preko **difuzije**.



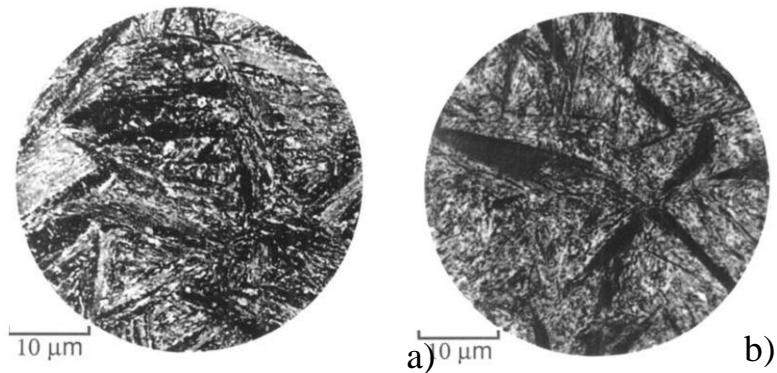
Slika 1.42. Izotermički TTT-dijagram čelika Č3230 [4]

Pri izotermičkoj pretvorbi na temperaturi koja odgovara perlitnom stupnju $t_{iz} > t_{i \text{ min}}$ (slika 1.41) ostvaruje se još uvijek **difuzija atoma ugljika, željeza i legirnih elemenata**. $t_{i \text{ min}}$ predstavlja temperaturu na kojoj je trajanje inkubacije austenita minimalno (mjesto na kojem je nos TTT-dijagonala najbliži osi apscisa). Konačna struktura takve izotermičke obrade je:

za podeutektoidne čelike: ferit i perlit (F + P)

za nadeutektoidne čelike: perlit i karbid (P + K).

Kod izotermičkih pretvorba na temperaturama bajnitnog stupnja $t_{iz} < t_{i \text{ min}}$ (slika 1.41) moguća je samo difuzija atoma ugljika. Rezultat takve obrade (izotermičkog poboljšavanja) jest mikrostruktura bajnit-a. Pri višim temperaturama izotermičke pretvorbe (bližih $t_{i \text{ min}}$) nastat će **gornji bajnit** (slika 1.43a), a u slučaju nižih (nešto malo iznad M_s) nastat će **donji bajnit** (slika 1.43b). Donji bajnit ima veću tvrdoću, ali i nižu žilavost od gornjeg bajnita.



Slika 1.43. Mikrostruktura eutektoidnog čelika: a) gornji bajnit dobiven izotermičkom transformacijom $t_{iz} = 290^{\circ}\text{C}$; b) donji bajnit dobiven izotermičkom transformacijom $t_{iz} = 180^{\circ}\text{C}$ [7]

Martempering je poseban postupak toplinske obrade čelika, čiji se parametri određuju pomoću izotermičkog TTT-dijagrama. Tim postupkom dobije se konačna martenzitna struktura (ta se struktura inače postiže kontinuiranim gašenjem). Čelik se hlađi s temperature austenitizacije na temperaturu izotermičke pretvorbe, koja je malo iznad temperature početka stvaranja martenzita ($t_{iz} > M_s$), zadržava se na toj temperaturi toliko da ne započne transformacija, a onda (još uvijek u strukturnom stanju pothlađenog austenita) vadi iz kupke i hlađi na zraku, čime se ostvaruje pretvorba austenita u martenzit kontinuiranim hlađenjem (krivulja 3 u dijagramu na *slici 1.41*).

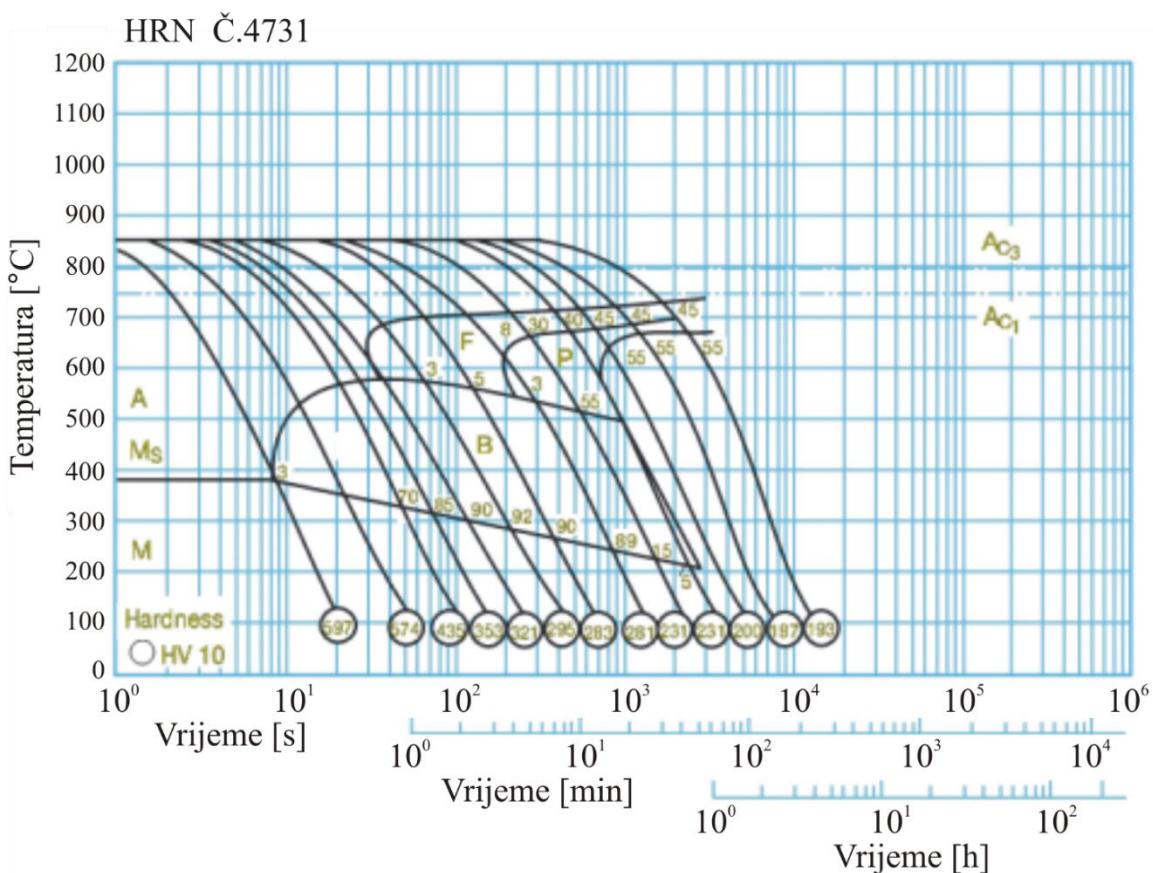
Trajanje inkubacije (vrijeme od trenutka uranjanja u kupku do početka pretvorbe) pothlađenog austenita kraće je u izotermičkim nego kontinuiranim TTT-dijagramima jednog te istog čelika. Drugim riječima linija početka pretvorbe kod izotermičkih TTT-dijagrama pomaknuta je uljevo prema nižim vremenima.

1.4.4 TTT–DIJAGRAMI ZA ANIZOTERMIČKO (KONTINUIRANO) HLAĐENJE

Izotermički dijagrami, koji su do sada obrađeni, ne mogu se koristiti kod anizotermičkih postupaka toplinske obrade. Za te se postupke upotrebljavaju TTT-dijagrami dobiveni kontinuiranim hlađenjem do sobne temperature.

Konstrukcija dijagrama vrši se tako da se više potpuno austenitiziranih tankih pločica hlađi kontinuirano do sobne temperature, ali svaka različitom brzinom hlađenja. To se postiže hlađenjem u različitim rashladnim sredstvima (mirujući zrak, zračna struja, pijesak, repičino ulje, voda, slana voda...) sobne temperature. U dijagramu na *slici 1.44* vidi se 13 krivulja hlađenja dobivenih kontinuiranim hlađenjem uzoraka različitim brzinama. Na svakoj krivulji označavaju se trenutci (točke) početka i završetka pretvorbe. Snimanje krivulja provodi se najčešće dilatometrijskom metodom (*slika 1.39*), s napomenom da je kupka sobne temperature.

Spajanjem svih točaka početaka i svršetaka pretvorbe dobije se traženi kontinuirani TTT–dijagram. Redovito je na kraju svake krivulje hlađenja u krugu označena i tvrdoća uzorka nakon hlađenja na sobnu temperaturu. Na krivuljama je označen i postotak pretvorenenog austenita na kraju svakog područja (nezaokružene brojke žute boje).



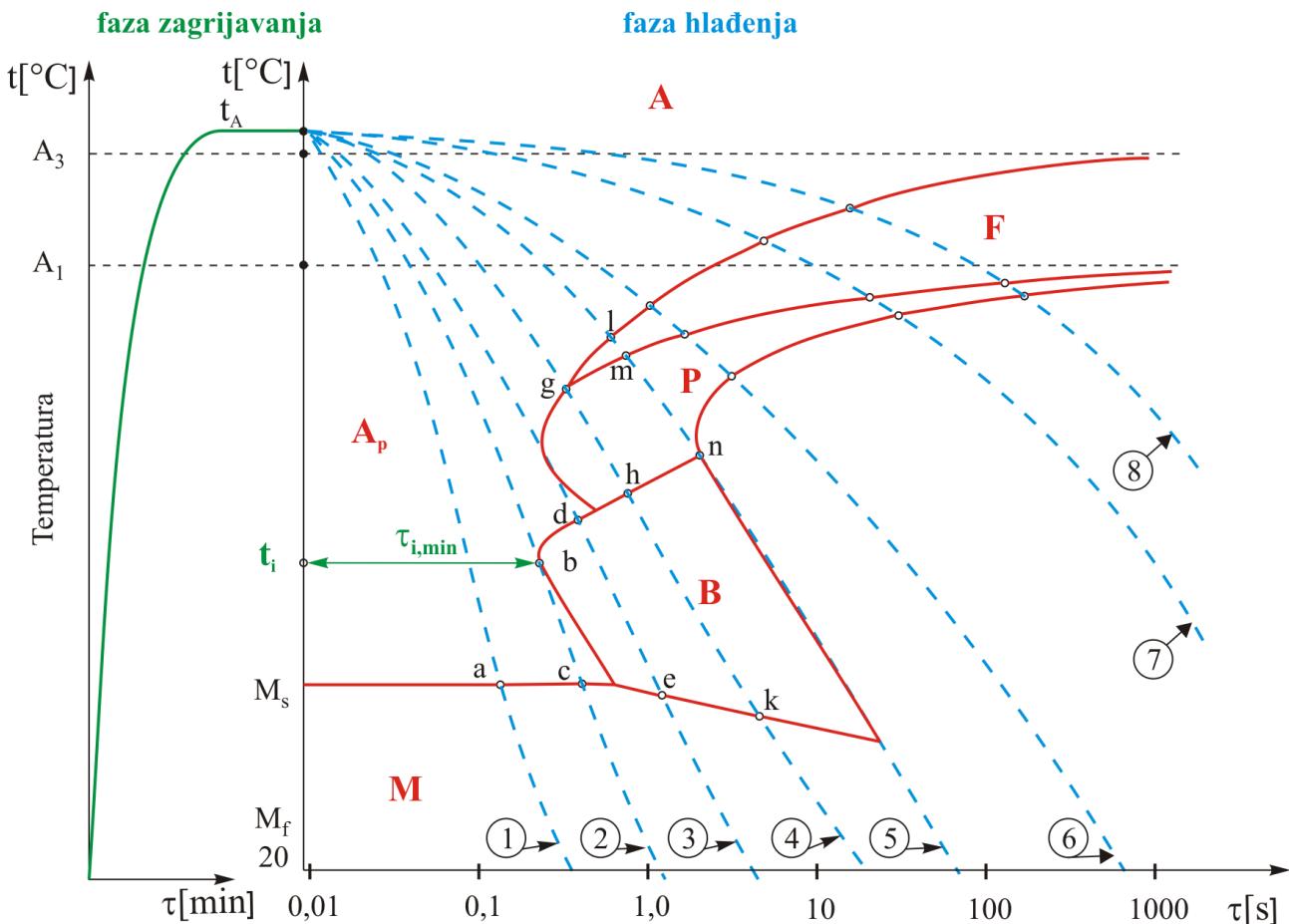
Slika 1.44. Anizotermički TTT-dijagram čelika HRN Č4731 [8]

M_f temperatura završetka nastajanja martenzita obično nije označena u dijagramu. Ako je ta temperatura ispod sobne, u čeliku će ostati nešto austenita nepretvoreno.

Napomene o kontinuiranom (anizotermičkom) TTT-dijagramu na *slici 1.45*:

- apscisa dijagraama – vrijeme je prikazano u logaritamskom mjerilu kako bi se jednim dijagramom obuhvatile pretvorbe s vrlo kratkim i vrlo dugim trajanjima;
- ordinata dijagraama je temperatura u $^{\circ}\text{C}$;
- u dijagramu su osim linija početaka i završetaka (crvene linije na *slici 1.45*) pretvorba ucrtane još i krivulje za različite brzine hlađenja (plave linije na *slici 1.45*);
- uz završetak svake krivulje hlađenja nalazi se kružić s brojčanim iznosom tvrdoće čelika koji je hlađen po toj krivulji (tvrdoća može biti izražena u mjerama HRC, HV, HB...);
- linija koja povezuje temperature završetka martenzitne pretvorbe (M_f) obično se ne ucrtava u dijagram;
- ovaj tip TTT-dijagraama služi samo za praćenje promjena mikrostrukture pri neprekidnom ("kontinuiranom") ohlađivanju. Odatle mu i naziv kontinuirani TTT-dijagram;
- TTT-dijagram vrijedi samo za praćenje pojave pri ohlađivanju (brzom ili sporom), ali nikako ne vrijedi za praćenje pojave pri ugrijavanju.

Podatke o promjenama pri vrlo sporom ugrijavanju daje dovoljno precizno Fe- Fe_3C dijagram, dok se za brže ugrijavanje koriste posebni TTA-dijagrami (*time-temperature-austenitization*).



Slika 1.45. Prikaz kontinuiranog ohlađivanja jednog austenitiziranog podeutektoidnog ugljičnog čelika u przypadku TTT-dijagramu [4]

U svrhu boljeg upoznavanja dijagrama promotrit će se strukturne promjene koje se odvijaju pri različitim brzinama hlađenja promatranog čelika iz područja potpune austenitizacije do sobne temperature (krivulje hlađenja 1 do 8 na *slici 1.45*).

Krivulja br. 1

Čelik ugrijan na temperaturu austenitizacije ($30\text{--}70^{\circ}\text{C}$ iznad A_3) vrlo se intenzivno hlađi, npr. uranjanjem u ledenu slanu vodu (krivulja hlađenja 1 na *slici 1.45*).

Sve do točke "a" austenit je pothlađen (struktura je homogena austenitna). U točki "a" započinje pretvorba pothlađenog austenita A_P u martenzit M (završava na M_f – temperaturi). Ako se radi o čeliku s $C \leq 0,6\%$, mikrostruktura nakon gašenja sastoji se samo od martenzita M . Takav način gašenja naziva se "*natkritičnim*" gašenjem.

Mikrostruktura gašenja: 100 % martenzit M , a tvrdoća je maksimalno moguća za promatrani čelik.

Krivulja br. 2

Čelik ugrijan na temperaturu austenitizacije t_A gasi se npr. uranjanjem u običnu vodu sobne temperature $\approx 20^{\circ}\text{C}$ (krivulja hlađenja 2 na *slici 1.45*). Krivulja hlađenja tangira krivulju početka pretvorbe u točki "b". Sve do točke "c" struktura je homogena (postoji samo pothlađeni austenit A_P), kada počinje transformacija u martenzit M . Pretvorba završava na temperaturi završetka martenzitne pretvorbe M_f .

Konačna postignuta mikrostruktura kaljenja jednak je onoj u prethodnom slučaju (krivulja 1), tj. sastoji se samo od martenzita M , a tvrdoća je još uvijek maksimalna.

Ova se krivulja još naziva ***gornja kritična krivulja hlađenja*** (gašenja).

To je ono najmanje intenzivno gašenje koje još daje konačnu homogenu strukturu gašenja 100 % martenzita.

Iz gornje kritične krivulje gašenja približno se može izračunati ***gornja kritična brzina gašenja***, tj. ona koja još uvijek osigurava da se 100 % austenita transformira u 100 % martenzita:

$$v_{ohl} \approx \frac{\Delta t}{\Delta \tau} \quad \rightarrow \quad v_{kr\ g} \approx \frac{t_A - t_i}{\tau_i \ min}$$

gdje je:

$v_{kr\ g}$ [°C/s]	-	gornja kritična brzina gašenja,
t_A [°C]	-	temperatura austenitizacije,
$\tau_i \ min$ [s]	-	minimalno trajanje inkubacije pothlađenog austenita,
t_i [°C]	-	temperatura na kojoj je trajanje inkubacije pothlađenog austenita najkraće.

Krivulja br. 3

Austenitizirani čelik gasi se po krivulji 3 na *slici 1.45*. Pretvorba austenita započinje u točki "d". Iz pothlađenog austenita počinje stvaranje bajnita B. Ova pretvorba traje do točke "e", kada se preostali pothlađeni austenit počinje transformirati u martenzit M. Ta transformacija završava pri temperaturi M_f .

Bajnit je vrsta *niskotemperaturnog paraeutektoida* (kao što je perlit visokotemperaturni eutektoid). Bajnit se kao i perlit sastoji od ferita i cementita, ali za razliku od perlita njegova mikrostruktura nije lamelarna, nego je igličasta ("acikularna").

Mehanička svojstva bajnita su relativno dobra: kompromis između relativno visoke tvrdoće (400 – 600 HV) i relativno dobre žilavosti.

Kontinuiranim gašenjem ne može se postići mikrostruktura 100 % B, nego samo smjesa B + M ili P + B + M ili F + P + B + M. Zbog tog razloga njegova dobra svojstva ne dolaze do izražaja kontinuiranim ohlađivanjem, pa se ovakvo hlađenje rijetko primjenjuje u praksi.

Struktura čelika hlađenoga po krivulji 3 jest bajnit i martenzit, dakle B + M – smjesa faza.

Krivulja br. 4

Čelik zagrijan na temperaturu austenitizacije gasi se prema krivulji hlađenja 4 npr. uranjanjem u ulje (*1.45*). U točki "g" započinje se, od pothlađenog austenita, stvarati perlit ($P = \alpha^{id} + Fe_3C^{id}$). U točki "h" prestaje stvaranje perlita, a od preostalog pothlađenog austenita započinje bajnitna pretvorba B. Konačno u točki "k" prestaje stvaranje bajnita, a preostali se pothlađeni austenit počinje transformirati u martenzit M. Ova posljednja transformacija završava na temperaturi M_f , pa se mikrostruktura gašenja sastoji od smjese perlita, bajnita i martenzita: P + B + M.

Krivulja br. 5

Austenitizirani čelik hlađi se prema krivulji 5 na *slici 1.45*. Pretvorba pothlađenog austenita počinje u točki "l" kada dolazi do izlučivanja primarnog ferita F. Stvaranje ferita traje do točke "m", kada započinje eutektoidna pretvorba, tj. stvaranje perlita $P = \alpha^{id} + Fe_3C^{id}$, koje i potpuno završava u točki "n" (krivulja hlađenja 5 tangira krivulju završetka transformacije). Kako se do točke "n" cijela masa pothlađenog austenita transformirala u smjesu ferita i perlita (tj. ferita i karbida F + K), dalnjim se hlađenjem od točke "n" strukturno ne događa više ništa.

Struktura gašenja po krivulji 5 jest dakle ferit i perlit, dakle: F + P, odnosno $F + (\alpha^{id} + Fe_3C^{id})$ ili F + K.

U ovoj se strukturi upravo više ne pojavljuje martenzit M . Zato se ovakva krivulja gašenja naziva **donja kritična krivulja hlađenja** (gašenja) iz koje se na analogan način (kao za slučaj gornje kritične krivulje gašenja) može izračunati **donja kritična brzina hlađenja**.

Donja kritična brzina hlađenja jest ono najintenzivnije hlađenje pri kojem se u strukturi čelika još ne postiže niti najmanji udio martenzita.

Krivulje br. 6, 7 i 8

Sve ostale ucrtane krivulje *hlađenja* više se ne nazivaju gašenja. Krivulje 6, 7 i 8 na *slici 1.45* nazivaju se **potkritične krivulje hlađenja**.

Hlađenjem austenitiziranog čelika po tim krivuljama postižu se mikrostrukture smjese ferita i perlita: $F + P$, odnosno $F + (\alpha'^d + Fe_3C^{id})$ ili $F + K$

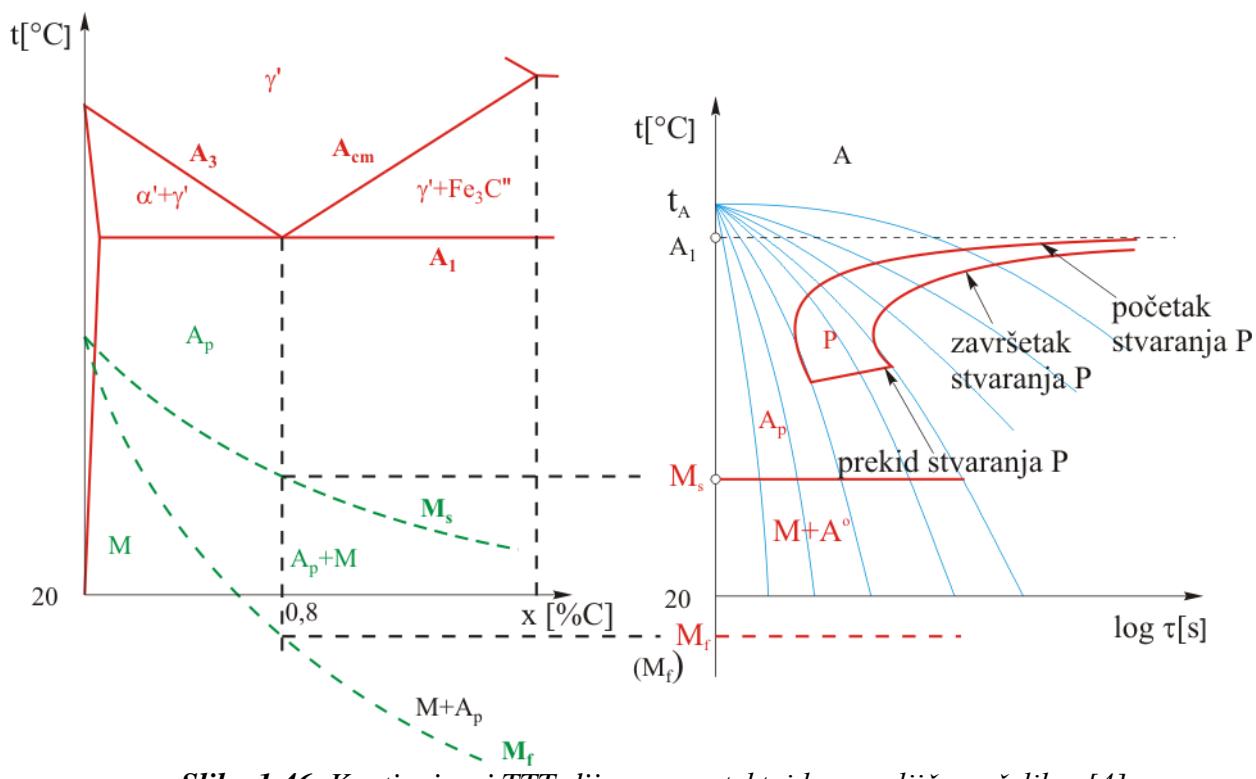
i to:

- sa sve većim udjelom ferita F, a sve manjim udjelom perlita P;
- sa sve mekšom pseudofazom perlita P (vidi TTT-dijagram na *slikama 1.44 i 1.45*). U slučaju smanjenja razmaka među karbidnim lamelama struktura se naziva sorbit, a s najmanjim razmakom troosit.

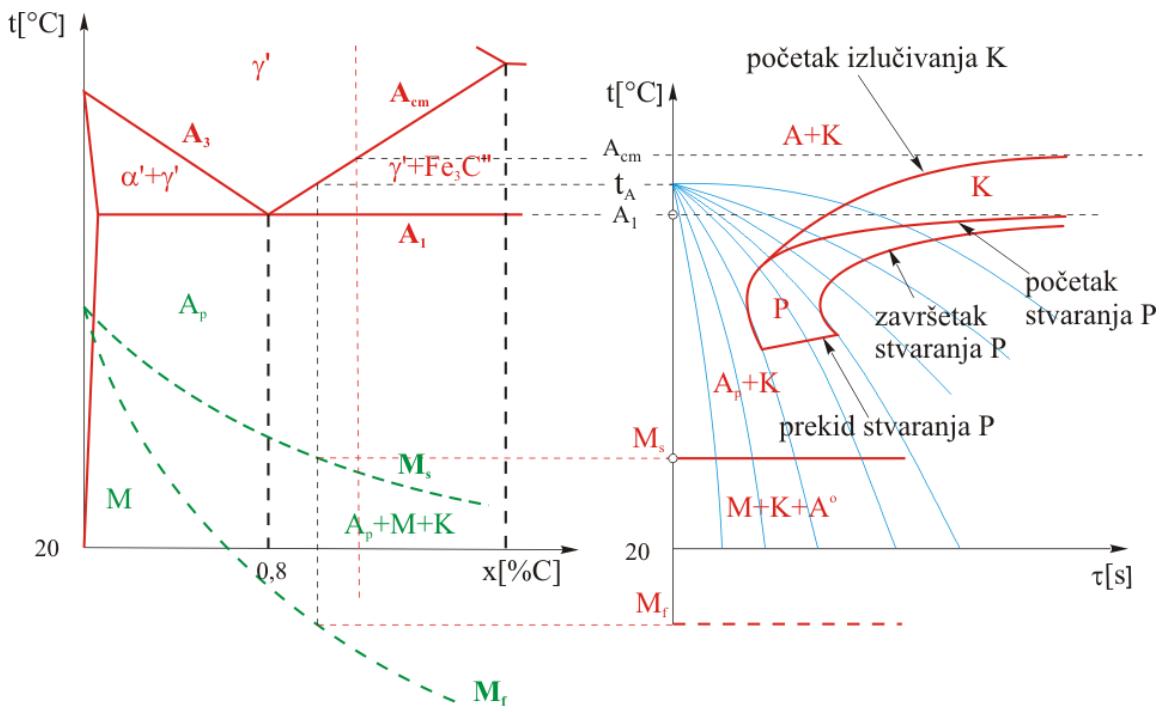
U slučajevima nadkritičnog ili gornjeg kritičnog gašenja postiže se tvrdoća kaljenja u skladu s Burnsovim dijagramom na *slikama 1.31 i 1.32*.

Sve manje intenzivna gašenja ili hlađenja daju tvrdoće koje su tim niže što je hlađenje manje intenzivno ("sporije"). TTT-dijagram na *slici 1.44* tipičan je oblik dijagrama za podeutektoidne čelike.

Analognim razmatranjima o konstrukciji ovog dijagrama može se zaključiti o obliku dijagrama za eutektoidni čelik (*slika 1.46*), odnosno za nadeutektoidni čelik (*slika 1.47*).



Slika 1.46. Kontinuirani TTT-dijagram eutektoidnog ugljičnog čelika [4]



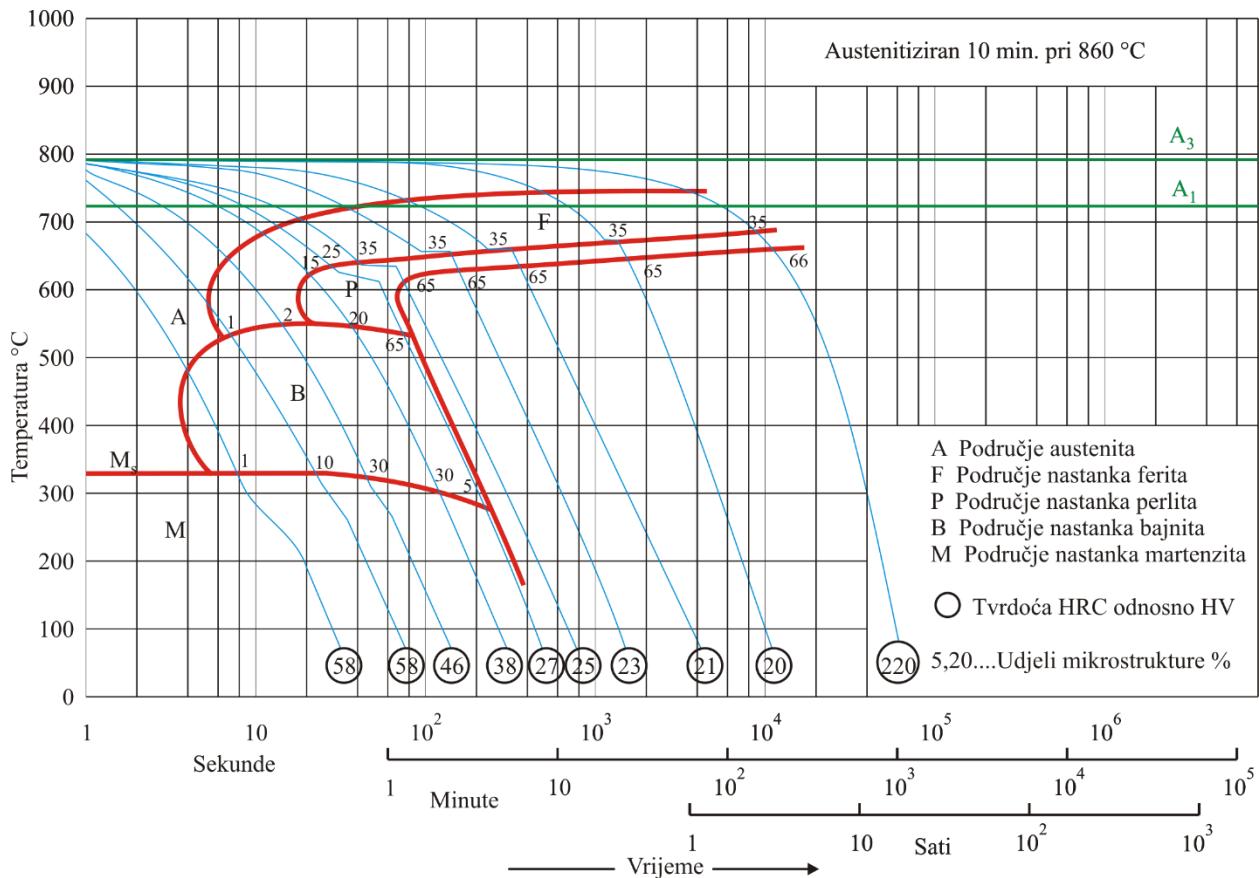
Slika 1.47. Kontinuirani TTT-dijagram nadeutektoidnog ugljičnog čelika [4]

Struktura nadkritično gašenog eutektoidnog čelika do sobne temperature je martenzit i zaostali austenit: $M + A_Z$.

Kod nelegiranih čelika s >0,6 % C (praktički) nema pojave bajnita.

Struktura nadkritično gašenih nadeutektoidnih čelika do sobne temperature je martenzit, sekundarni karbid (cementit) i zaostali austenit: $M + K + A_Z$.

Slika 1.48 prikazuje TTT-dijagram za kontinuirano hlađenje jednog podeutektoidnog čelika (EN 37MnSi5 ili prema staroj HRN Č3230 za nisko ili srednje napregnute konstrukcije i komponente vozila, strojeva i motora).



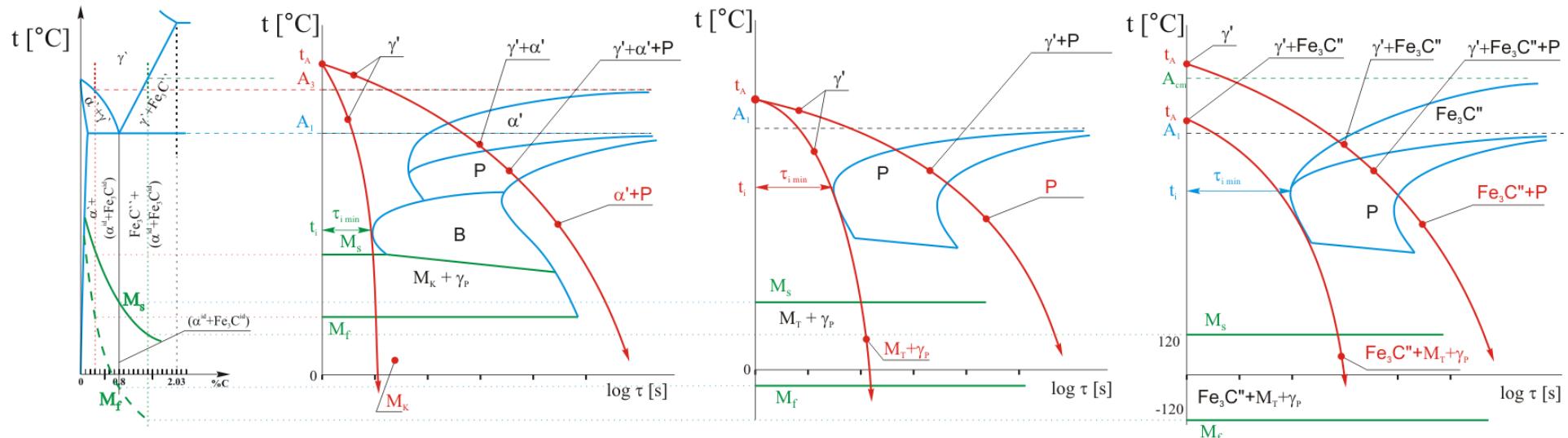
Slika 1.48. Kontinuirani TTT-dijagram čelika Č3230 [4]

Sljedeća razlika koja se uočava jest i oblik M_s i M_f linije. U anizotermičkom (kontinuiranom) dijagramu, kod podeutektoidnih čelika, dolazi do pada tih linija prema manjim brzinama hlađenja (kosi položaj M_s linije na *slici 1.48*). Razlog te pojave prethodno je izlučivanje primarne faze (ferita), čime se preostali austenit obogaćuje ugljikom što, prema Uptonovu dijagramu, utječe na snižavanje temperature početka M_s i završetka M_f martenzitne pretvorbe.

1.4.4.1 Utjecaj sadržaja ugljika na oblik anizotermičkih TTT–dijagrama

Za razliku od izotermičkih TTT-dijagrama kod kontinuiranih dolazi do izrazitog odvajanja bajnitnog od perlitnog područja, osim kod čelika s većim sadržajem kroma i kod alatnih čelika. Ovo odvajanje se ne primjećuje u samom rezultatu toplinske obrade.

Slika 1.49 prikazuje načelni izgled anizotermičkih (kontinuiranih) TTT-dijagrama za podeutektoidni, eutektoidni i nadeutektoidni čelik.



Slika 1.49. TTT-dijagrami za anizotermičko (kontinuirano) hlađenje za podeutektoidni, eutektoidni i nadeutektoidni čelik

U dijelu $Fe-Fe_3C$ dijagrama (sasvim lijevo na *slici 1.49*) za čelike do koncentracije 2,03 % C ucrtan je i Uptonov dijagram (početak M_s i završetak M_f martenzitne pretvorbe pri brzom hlađenju) radi boljeg razumijevanja i lakše konstrukcije TTT-dijagrama. U svakom dijagramu ucrtane su po dvije krivulje hlađenja. Prva za hlađenje kritičnom brzinom i druga za sporo hlađenje kojim se dobiju stabilne strukture (ferit, perlit, sekundarni cementit).

U dijagramu uočavamo:

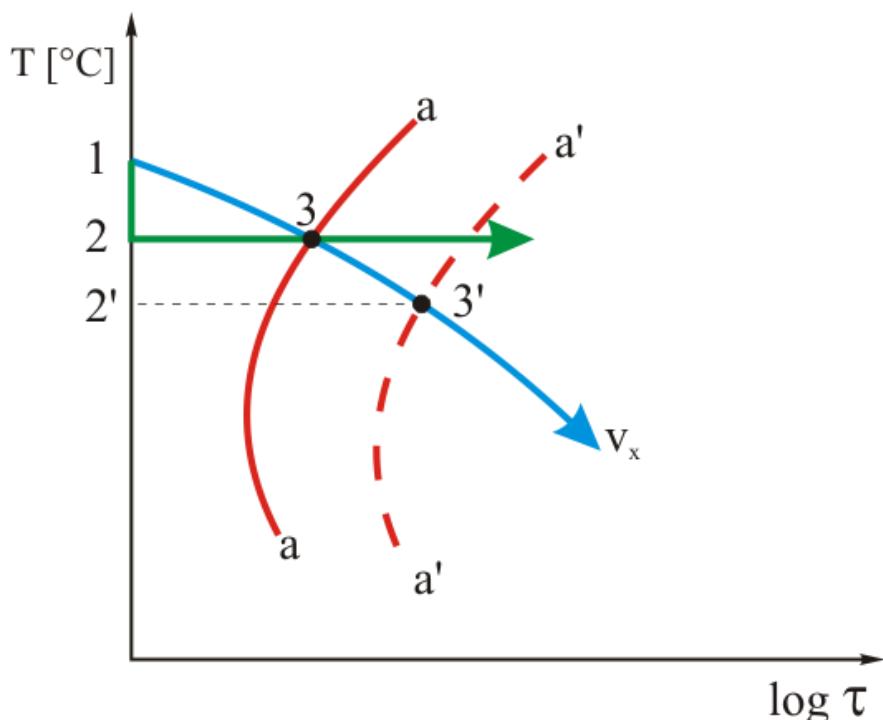
- povećanje sadržaja ugljika stabilizira austenit (pomiče "nos" dijagrama udesno);
- temperature početka i završetka martenzitne pretvorbe spuštaju se s povećanjem sadržaja ugljika (kod podeutektoidnih čelika);
- za podeutektoidne čelike niske koncentracije ugljika (<0,4 % C) dobijemo kubni martenzit M_K , dok kod većih koncentracija ugljika tetragonalni martenzit M_T ;
- nadkritično kaljeni nadeutektoidni čelici austenitiziraju se između A_I i A_{cm} temperature (heterogeno područje $\gamma+Fe_3C''$).

1.4.5 USPOREDBA IZOTERMIČKOG I ANIZOTERMIČKOG DIJAGRAMA

Usporede li se izotermički i anizotermički TTT-dijagrami, oni načelno imaju isti izgled, ali se ipak linije tih dvaju dijagrama jednog te istog čelika ne poklapaju. Kod kontinuiranog dijagraama krivulje i linije pomicu se udesno i prema dolje, jer hlađenje nije moglo biti naglo na temperaturu kupke, već je teklo sporije nekom kontinuiranom brzinom v_x (*slika 1.50*).

Do početka izotermičke pretvorbe u točki 3 dolazi čekanjem u trajanju $2 \div 3$ (vrijeme od $1 \div 2 \approx 0$), tj. trenutačno je izjednačenje temperature uzorka s kupkom.

Kontinuiranim hlađenjem brzinom v_x , do početka kontinuirane pretvorbe dolazi tek u točki $3'$ jer se uzorak, ovim načinom hlađenja, dulje zadržava na višim temperaturama, pa do početka pretvorbe proteče duže vrijeme, tj. $2' - 3'$. Zbog toga se izotermička krivulja a-a pomaknula u "kontinuirani" položaj a'-a'.



Slika 1.50. Pomicanje linija pretvorba u TTT-dijagramu pri prijelazu s izotermičkoga na kontinuirano hlađenje [1]

1.4.6 UTJECAJ LEGIRNIH ELEMENATA NA METASTABILNI Fe-Fe₃C I TTT-DIJAGRAM

Ugljični čelici imaju niz nedostataka koji se otklanjaju legiranjem. Legiranjem se poboljšavaju svojstva čelika kako *eksploatacijska* (granica tečenja, žilavost, dinamička izdržljivost), tako i *proizvodna* (sposobnost obrade: rezanje, deformiranje, zavarivanje, toplinska obrada, lijevanje).

Do sada spominjani ugljični čelici zakaljivi su samo vrlo velikim brzinama kaljenja (u vodi). Ovakvo kaljenje može imati za posljedicu pucanje izratka ili njegove velike deformacije. Nadalje, ako se radi o izradcima velikih debljina stijenki, nije moguće po cijelom presjeku ostvariti nadkritičnu brzinu hlađenja (tj. martenzitnu strukturu po cijelom presjeku).

Zbog navedenih nedostataka koriste se legirani čelici. Ti čelici osim željeza i ugljika u svom sastavu imaju i legirne elemente: *Si, Mn, Cr, Ni, W, Mo, V, Co, Ti, Cu, Al, B...* Većina legirnih elemenata su metali.

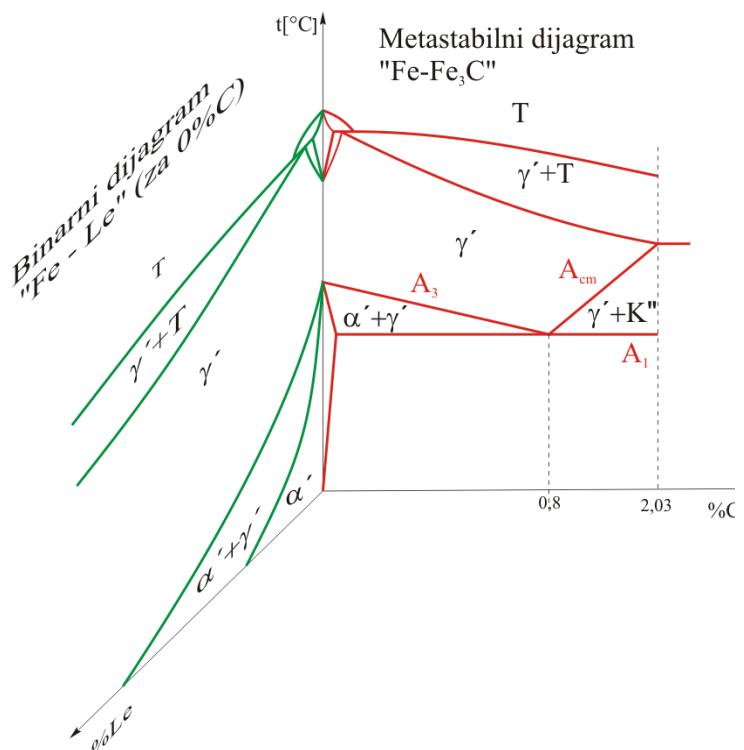
Prema sadržaju legirnih elemenata čelici se dijele na:

- ugljične (nelegirane) čelike: <1 % legirnih elemenata;
- niskolegirane čelike: <5 % legirnih elemenata;
- legirane čelike: 5%-10 % legirnih elemenata;
- visokolegirane čelike: >10 % legirnih elemenata.

1.4.6.1 Utjecaj legirnih elemenata na linije pretvorba u Fe-Fe₃C dijagramu

Da bismo dobili uvid u promjene u *Fe-Fe₃C* dijagramu koje nastaju legiranjem, trebalo bi nacrtati trokomponentni dijagram *Fe-C-Le*, gdje oznaka *Le* predstavlja legirne elemente (*slika 1.51*). Kako su ovakvi dijagrami vrlo nepregledni, najčešće se promatra binarni sustav *Fe-Le* za 0 %C, te se na temelju ovog dijagrama zaključuje o kvalitativnim promjenama koje će legirajući element izazvati u metastabilnom *Fe-Fe₃C* dijagramu.

Prema djelovanju legirni elementi se mogu podijeliti u dvije skupine: *gamageni* i *alfageni* legirni elementi.



Slika 1.51. Dio trokomponentnog dijagrama Fe - C - Le [4]

1. Gamageni legirni elementi

Proširuju područje austenita, tj. spuštaju temperaturu A_3 i A_1 (slika 1.52). Ovoj skupini pripadaju mangan Mn , nikal Ni , kobalt Co i bakar Cu .

U dijagramu na slici 1.52 mogu se uočiti tri karakteristične koncentracije:

1. Legura koncentracije x_1 . Ova legura (ako sadrži još i ugljik) jest **potpuno zakaljiva** jer zagrijavanjem i hlađenjem prolazi potpunu pretvorbu ferita u austenit i obratno.
2. Legura koncentracije x_2 . Ova legura (ako sadrži još i ugljik) jest **djelomično zakaljiva** jer ohlađivanjem do sobne temperature zaostane jedan dio austenita. Potpuna pretvorba austenita u martenzit eventualno bi se mogla postići dubokim hlađenjem.
3. Legura koncentracije x_3 . Ova legura je austenitne strukture (nema transformacije ferita u austenit i obratno) na sobnoj temperaturi pa je stoga **nezakaljiva**. Kad bi sadržavala ugljik, radilo bi se o **austenitnom čeliku**.

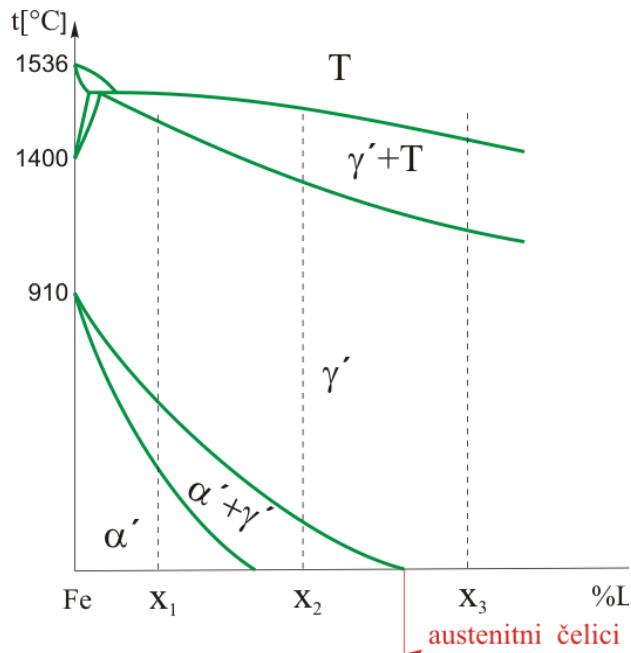
2. Alfageni legirni elementi

Sužavaju područje austenita, tj. povisuju se temperature A_3 i A_1 (slika 1.53). Ovoj skupini legirnih elemenata pripadaju silicij Si , krom Cr , volfram W , molibden Mo , vanadij V , titan Ti , niobij Nb , tantal Ta i cirkonij Zr .

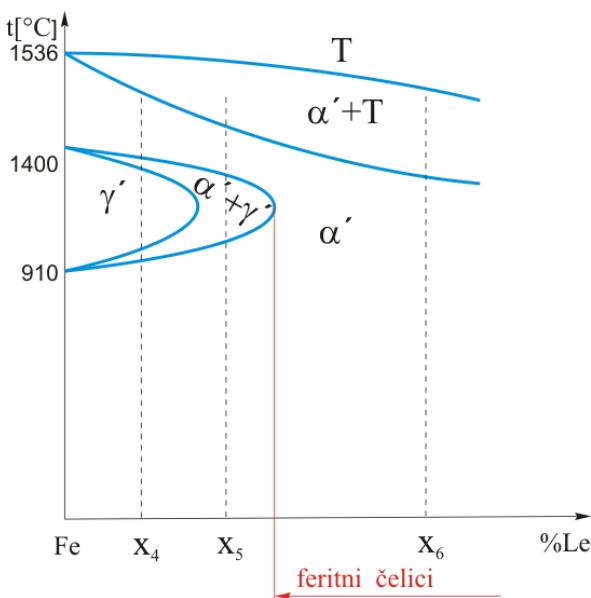
U dijagramu na slici 1.53 uočavaju se tri karakteristične koncentracije:

1. Legura koncentracije x_4 . Ova legura (ako sadrži još i ugljik) jest **potpuno zakaljiva** jer zagrijavanjem i hlađenjem prolazi potpunu pretvorbu ferita u austenit i obratno.
2. Legura koncentracije x_5 ako sadrži još i ugljik, **djelomično je zakaljiva**.
3. Legura koncentracije x_6 je (i ako sadrži ugljik) **nezakaljiva**. Ako bi sadržavala ugljik, radilo bi se o **feritnom čeliku**.

Može se zaključiti da su feritni čelici isto tako kao i austenitni potpuno nezakaljivi jer ni jedna ni druga skupina ne ispunjavaju nužan uvjet kaljenja – alotropsku modifikaciju ferita u austenit i obratno.



Slika 1.52. Binarni dijagram Fe – Le s gamagenim legirnim elementima [4]



Slika 1.53. Binarni dijagram Fe – Le s alfagenim legirnim elementima [4]

Utjecaj legirnih elemenata na temperature pretvorba i eutektoidnu koncentraciju

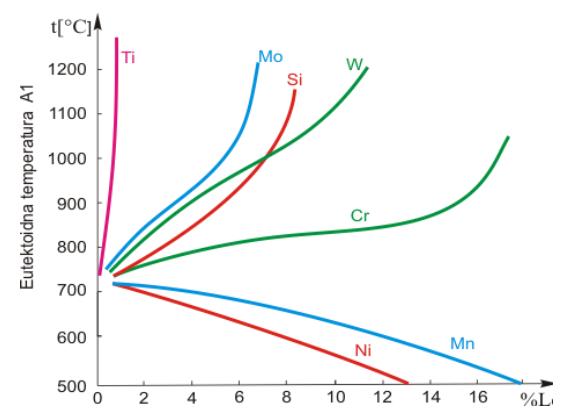
Slika 1.54 prikazuje utjecaj pojedinih legirnih elemenata na temperaturu eutektoidne pretvorbe.

Može se zaključiti da alfageni elementi povisuju eutektoidnu temperaturu A_1 (isto vrijedi i za A_3 i A_{cm} temperaturu). Stoga će pravilne temperature austenitizacije, čelika kod kojih prevladavaju alfageni legirni elementi, biti više nego nelegiranih ugljičnih čelika istog sadržaja ugljika.

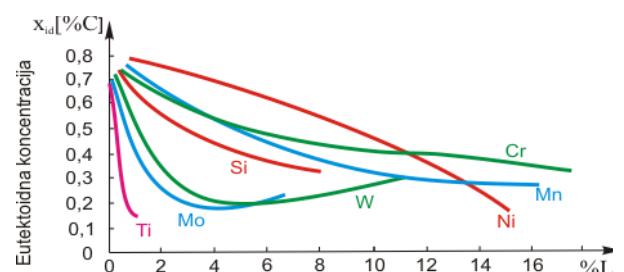
Nasuprot alfagenim elementima, gamageni snižavaju temperature pretvorba (*slika 1.54*), pa su pravilne temperature austenitizacije čelika kod kojih prevladavaju gamageni legirni elementi niže nego kod nelegiranih ugljičnih čelika istog sadržaja ugljika.

Utjecaj legirnih elemenata na pomicanje eutektoidne koncentracije prikazan je u dijagramu na *slici 1.55*.

U pravilu svi legirni elementi pomiču eutektoidnu koncentraciju prema nižim vrijednostima (tim više što je sadržaj legirnih elemenata veći). Tako će se polaganim hlađenjem nekog legiranog čelika dobiti čisti perlit i pri znatno manjim koncentracijama od 0,8 %C.



Slika 1.54. Utjecaj legirnih elemenata na temperaturu eutektoidne pretvorbe [4]



Slika 1.55. Utjecaj legirnih elemenata na eutektoidnu koncentraciju [4]

Koristeći se podatcima iz prethodnih dvaju dijagrama, konstruiraju se **pseudobinarni Fe-Fe₃C dijagrami**. Ti su dijagrami također metastabilni Fe-Fe₃C dijagrami s promjenjivim sadržajem ugljika i konstantnim sadržajem legirnih elemenata. Iz pseudobinarnih dijagrama mogu se odrediti pravilne temperature austenitizacije odgovarajućih legiranih čelika.

1.4.6.2 Faze u kojima se pojavljuju legirajući elementi u legiranim čelicima

Legirajući element u strukturi čelika može se pojaviti:

- kao supstitucijski mješanac u rešetki ferita, austenita ili martenzita
- u obliku kemijskog spoja s ugljikom – karbid
- u obliku kemijskog spoja sa željezom – intermetalni spoj.

Legirajući elementi najčešće se dijele prema sklonosti stvaranja kemijskih spojeva s ugljikom:

- na karbidotvorne (Nb, Ti, V, Mo, W, Cr, Mn, B) i
- na nekarbidotvorne (Ni, Co, Cu).

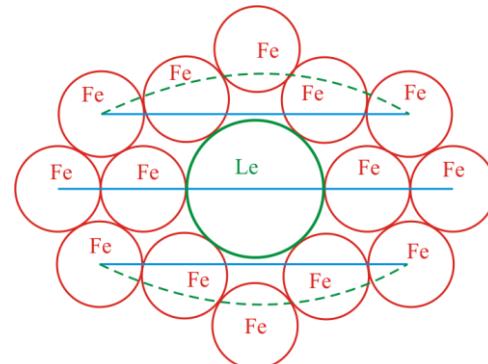
Ako je čelik legiran karbidotvornim legirnim elementom, jednim će svojim dijelom stvarati karbide, a drugim će dijelom činiti supstitucijske mješance u željeznoj rešetki.

Onaj dio koji čini supstitucijske mješance distordira pravilnu rešetku željeza (*slika 1.56*) čime izaziva sljedeće pojave:

- otežava difuziju ugljika iz rešetke austenita prigodom hlađenja, čime se otežava transformacija u ferit, perlit i bajnit. Na ovaj način olakšava se pretvorba austenita u martenzit, tj. potrebna brzina hlađenja za dobivanje martenzitne strukture je manja;
- otežava gibanje dislokacija, odnosno povećava se čvrstoća i granica tečenja uz nešto manju rastezljivost i udarnu žilavost.

Uloga legirnog elementa može se promatrati za slučaj kada se čelik toplinski ne obrađuje (kada je glavni cilj legiranja povišenje čvrstoće i granice tečenja, odnosno povećanje otpornosti na koroziju).

Ako je čelik predviđen za toplinsku obradu, glavna uloga legirnih elemenata je olakšavanje pretvorbe pothlađenog austenita u martenzit čime se povećava tvrdoća, čvrstoća i granica tečenja čelika.



Slika 1.56. Položaj supstitucijskog atoma legirnog elementa u atomskoj ravnini željeza [4]

1.4.6.3 Vrste karbida koji se pojavljuju u legiranim čelicima

Osim poznatog karbida – cementita Fe_3C ovisno o udjelu i vrsti legirnih elemenata u legiranom čeliku mogu se pojaviti jedan ili više vrsta karbida:

- cementit: Fe_3C ;
- legirani cementit: npr. $(Fe,Mn)_3C$; $(Fe,Cr)_3C$ općenito $(Fe,\textcolor{red}{Le})_3C$;
- dvostruki karbid: npr. Fe_3W_3C ; Fe_3Mo_3C općenito $\textcolor{red}{Le}_6C$;
- specijalni karbid: npr. V_4C_3 ; $Cr_{23}C_6$; Cr_7C_3 ; Mo_2C ; WC ...

U mikrostrukturi čelika karbidi se pronalaze:

- u obliku lamela u perlitu (eutektoidni karbidi);
- u obliku ljuški (mreže) oko metalnog zrna (sekundarni karbidi). To je nepovoljna struktura koju treba izbjegći;
- u obliku fine disperzije sitnih čestica u metalnoj matrici. Ta struktura je tim povoljnija što su čestice sitnije i ako su jednolično disperzirane. Takva mikrostruktura može se dobiti mekim žarenjem (sferoidizacija) iz mreže sekundarnog karbida iz prethodnog slučaja.

Svojstva svih karbida su u pravilu visoka tvrdoća i čvrstoća uz veliku krhkost. Krhkost se smanjuje usitnjavanjem karbida i njihovom ravnomjernom raspodjelom.

U sljedećoj tablici navedene su tvrdoće faza koje se javljaju u čeliku i tvrdoće nekih karbida.

Naziv faze (karbida)	Tvrdoća (HV)
Ferit	≈ 100
Perlit	≈ 200
Martenzit	$700 \div 900$
Cementit: Fe_3C	≈ 1000
Karbid kroma: Cr_7C_3	≈ 1600
Karbid vanadija: V_4C_3	≈ 2500
Karbid titana: TiC	≈ 3600

Iz tablice se uočava da martenzit i cementit imaju relativno nisku tvrdoću u odnosu na karbide nekih drugih legirnih elemenata. Također se može uočiti da se tvrdoća karbida povećava s količinom rastvorenog ugljika u karbidu.

Visoka tvrdoća povoljno utječe na otpornost legiranih čelika na abrazijsko trošenje zbog čega se čelici bogati ovim karbidima primjenjuju za rezne alate, kotrljajuće ležajeve, matrice za provlačenje, valjke za hladno valjanje i sl.

Pregled utjecaja pojedinih legirnih elemenata na svojstva čelika dani su u sljedećoj tablici.

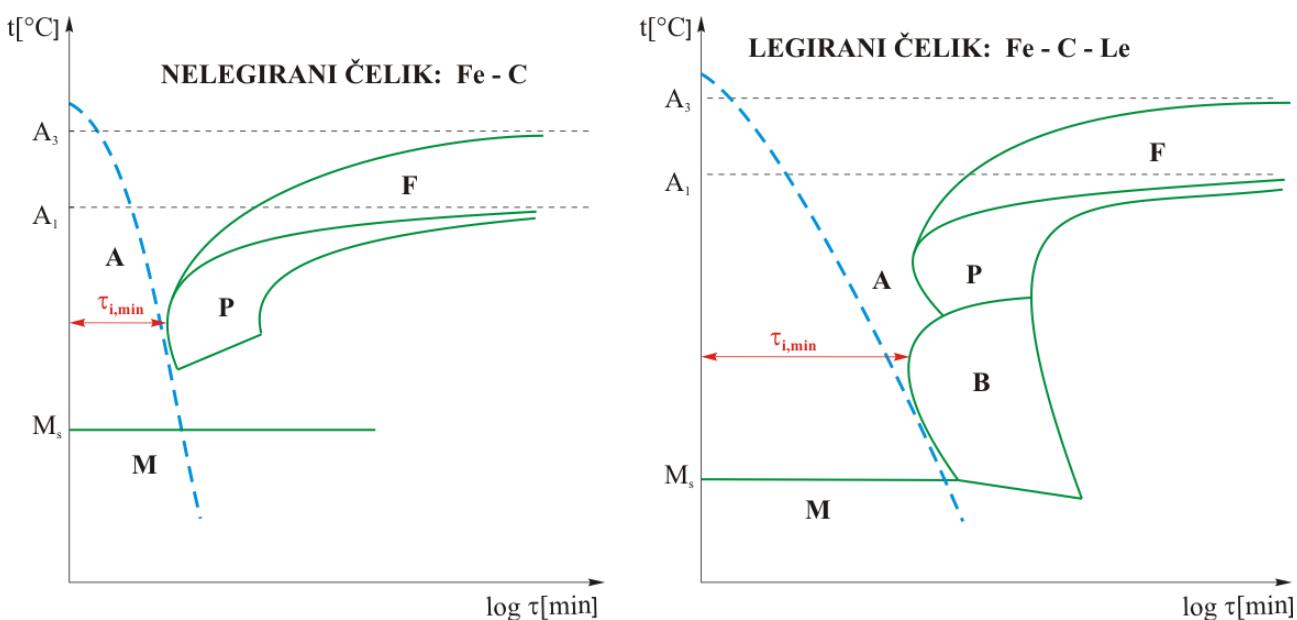
Legirni element	Tip karbida	Utjecaj na svojstva čelika	Utjecaj na prokaljivost
Si	Ne stvara karbide	Povišuje granicu tečenja	Povećava prokaljivost
Mn	(Fe,Mn) ₃ C - ne stvara vlastite karbide, već legira cementit	Povišuje otpornost na udarno trošenje uz visoki sadržaj Mn	Znatno povećava prokaljivost
Cr	$Cr_{23}C_6$; Cr_7C_3	Povišena otpornost na koroziju (za Cr>12 %)	Povećava prokaljivost
Ni	Ne stvara karbide	Povišuje udarnu žilavost	Povećava prokaljivost
W	Fe_4W_2C WC	Sprječava pad tvrdoće na povišenim temp., povećava otpornost na trošenje na sobnoj i povišenoj temp.	Povećava prokaljivost
Mo	Mo_2C	Sprječava pad tvrdoće na povišenim temp., povećava granicu tečenja pri povišenim temp., povećava otpornost na puzanje na povišenoj temp.	Povećava prokaljivost
V	V_4C_3	Sprječava pad tvrdoće na povišenim temp. i porast austenitnog zrna na previsokim temperaturama austenitizacije	Povećava prokaljivost ako je V otopljen u austenitu.
Co	-	Sprječava pad tvrdoće na povišenim temp.	

1.4.6.4 Utjecaj legirnih elemenata na TTT-dijagrame

Kod legiranih čelika legirni elementi otežavaju difuziju, dakle otežavaju i sve pretvorbe koje se odvijaju preko difuzije ($Ap \rightarrow F+P$; $Ap \rightarrow P$; $Ap \rightarrow P+K+B$). Ovakva otežana pretvorba direktno se reflektira u TTT-dijagramima povećanjem vremena inkubacije (pomicanjem linija TTT-dijagrama udesno prema višim vremenima) i duljim trajanjem same pretvorbe. *Slika 1.57* prikazuje kvalitativni izgled TTT-dijagrama nelegiranog čelika (lijevo) i legiranog čelika (desno).

Usporedbom ova dva TTT-dijagrama može se zaključiti:

- trajanje inkubacije kod legiranih čelika je dulje pa je i potrebna brzina gašenja manja;
- temperatura početka pretvorbe u martenzit M_s kod legiranih čelika je niža pa je i sklonost pojavi zaostalog austenita kod legiranih čelika veća;
- mogućnost stvaranja bajnitne faze veća je kod legiranih čelika.



Slika 1.57. Kvalitativni izgled TTT-dijagrama nelegiranog čelika (lijevo) i legiranog čelika (desno) [4]

Zaključak: U legiranim čelicima predviđenima za toplinsku obradu legirni elementi djeluju indirektno na promjenu svojstava. Naime, produljenjem trajanja inkubacije **povećava se prokaljivost čelika** olakšavajući pretvorbu pothlađenog austenita u martenzit.

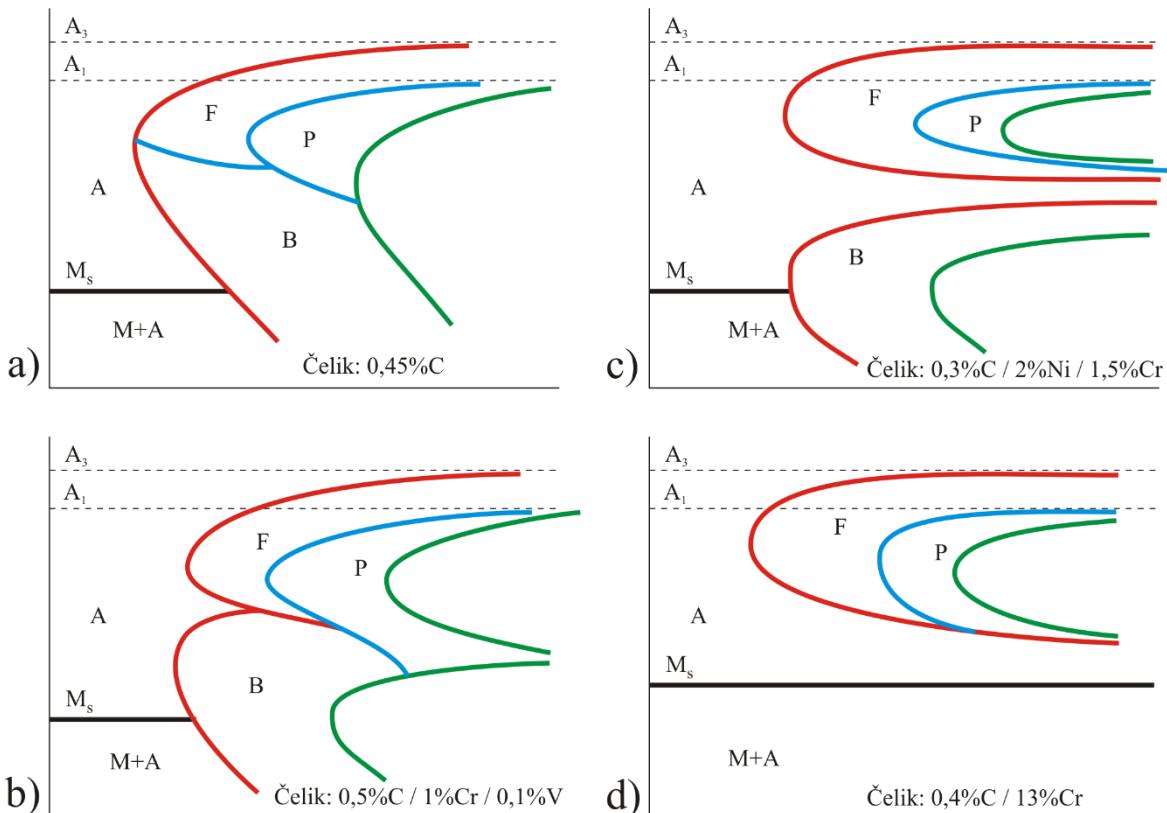
Svojstva čelika sada ovise samo o svojstvu nastalog martenzita jer se svojstva čelika mogu podesiti u širokom rasponu popuštanjem martenzita. Kako su karbidi nositelji ugljika, njihovim se otapanjem oslobađa ugljik koji se nadalje rastvara u austenitu te povećava tvrdoću martenzita nakon kaljenja. Legirani čelici se u pravilu austenitiziraju na višim temperaturama i duže se progrijavaju od nelegiranih s ciljem otapanja karbida (čime se povećava sadržaj ugljika u austenitu).

Dodatak legirnih elemenata i ugljika djeluje stabilizirajuće na austenit na povišenim temperaturama. Linije dijagrama pomiču se sve više udesno povećanjem njihovih količinskih udjela.

Karbidotvorni elementi (krom, volfram, molibden i vanadij) podižu perlito područje, a snizuju bajnitno. Ako je sadržaj tih elemenata dovoljno velik, austenit se na nekoj temperaturi toliko stabilizira da se odvajaju perlito i bajnitno područje (ovo je naročito pogodno za obradu

deformiranjem u toplom stanju jer nije vremenski ograničeno, a radi se o znatno nižoj temperaturi od temperature potpune austenitizacije za promatrani čelik – cca 500°C), što je prikazano na **1.58c**. Molibden ima velik utjecaj na pomicanje perlitnog područja (stabilizira austenit na višim temperaturama), a krom pomiče bajnitno područje udesno (stabilizira austenit na nižim temperaturama). M_s (martenzit start) temperatura pada s dodatkom legirnih elemenata. M_f (martenzit finiš) temperatura je otprilike 220°C niža od M_s . Za visokolegirane čelike M_f je u svakom slučaju ispod sobne temperature.

Nekoliko primjera utjecaja legirnih elemenata na linije pretvorba u TTT–dijagramu prikazano je na **slici 1.58**.



Slika 1.58. Utjecaj legirnih elemenata na izgled TTT-dijagrama [1]

Dijagrami načelno mogu imati sljedeće oblike:

- dijagrami koji imaju izražen jedan "nos" na liniji početka i završetka austenitne pretvorbe;
- dijagrami kod kojih započinje razdvajanje perlitnog od bajnitnog područja s izraženim "nosovima" svakoga - linija završetka pretvorbe potpuno je odvojena za perlitno i bajnitno područje;
- dijagrami s potpuno odvojenim perlitskim od bajnitnog područja;
- dijagrami bez bajnitnog područja. U ovim dijagramima, zbog manjeg sadržaja ugljika i visokog sadržaja legirnih elemenata, M_s leži na relativno visokim temperaturama. Područje bajnita toliko je spušteno da je potpuno prekriveno martenitnim područjem.

U prethodnim dijagramima perlito područje odnosi se na sve lamelarne eutektoide.

1.5 UREĐAJI ZA ZAGRIJAVANJE

Postupci toplinske obrade u pravilu se izvode u dvije faze: zagrijavanje i hlađenje. Potrebno je upoznati osnovne tipove uređaja koji se koriste za zagrijavanje. Postoji više načina za sistematizaciju uređaja za zagrijavanje (prema izvoru energije, namjeni, temperaturnom području rada...). U ovim skriptama sistematizacija je izvršena prema načinu zagrijavanja i to za zagrijavanje predmeta po čitavom presjeku:

1.5.1 GRIJANJE PLAMENOM

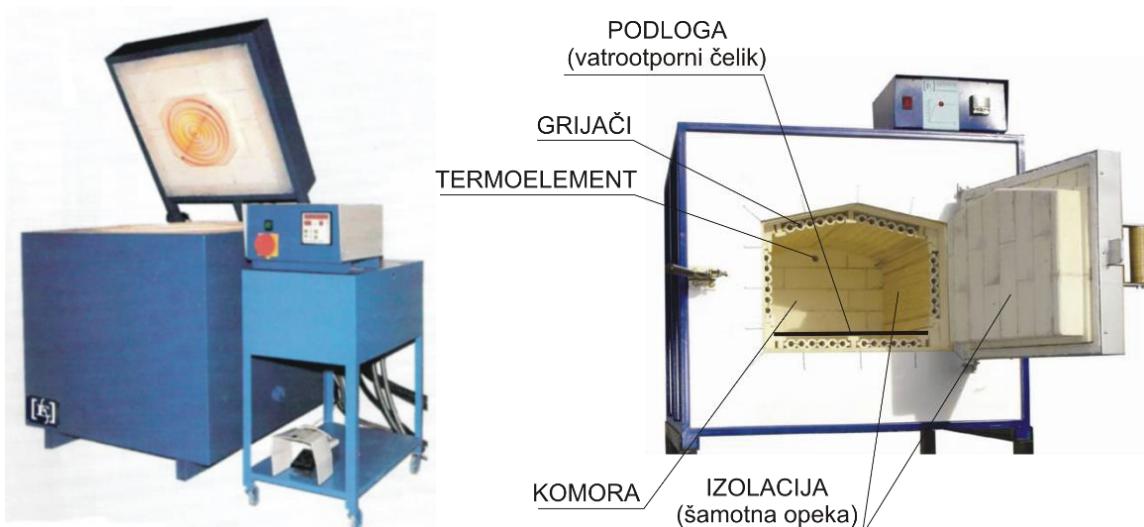
Ovdje se ubrajaju kovačka vatra i zagrijavanje plamenom (izgaranjem smjese acetilen-kisik). Koristi se za manje zahtjevne obrade u pomanjkanju suvremenih uređaja i to za progrijavanje samo jednog dijela izratka (npr. oštrica dljjeta). Plamen ima štetan utjecaj jer kemijski reagira s površinom izratka.

1.5.2 GRIJANJE U KOMORNIM PEĆIMA

Grijanje se vrši u zatvorenim, toplinski izoliranim komorama izgaranjem goriva ili s pomoću električne energije (*slika 1.59*). Nedostatak komornih peći je pojava reakcije površine predmeta s atmosferom u peći (dolazi do oksidacije i razugljičenja površine). Predmeti se mogu zaštititi umatanjem u posebne obloge ili ulaganjem u metalne kutije ispunjene neutralnim sredstvom (čelične komponente ulažu se u kutije ispunjene usitnjениm izgorjelim koksom, strugotinom sivog lijeva, grafitnim prahom ...).

Bolje rješenje je upotreba jamske peći (*slika 1.60*) koje se griju sa strane. Predmeti pri grijanju mogu biti hermetički zatvoreni i zaštićeni inertnim plinom (argon). Komorne peći mogu biti sa zaštitnom atmosferom (inertni plin) čime se izbjegava oksidacija površine predmeta.

U oba opisana slučaja prijenos topline vrši se kondukcijom između stijenke peći i površine predmeta oslonjene na stijenknu, konvekcijom (prirodnom ili prisilnom cirkulacijom) te zračenjem sa stijenki peći na površinu predmeta.



Slika 1.60. Jamska peć [14]

Slika 1.59. Komorna peć [14]

1.5.3 GRIJANJE U VAKUUM PEĆIMA

Ove peći imaju hermetički zatvorenu komoru s postavljenim grijaćima u unutarnjem dijelu komore (*slika 1.61*). Prije upotrebe vakuum pumpom se evakuira zrak iz peći. Hlađenje nakon austenitizacije vrši se ili puštanjem hladnog inertnog plina ili spuštanjem predmeta u uljnu kupku ispod peći. Površina obrađenih predmeta vrlo malo oksidira tako da zadržava metalni sjaj. U ovim pećima toplina se prenosi uglavnom zračenjem, jer je u atmosferi vrlo mala količina molekula koje prenose toplinu konvekcijom. Predmeti koji se nalaze u "sjeni" grijачa griju se sporije zračenjem s okolnih predmeta, što je glavni nedostatak ovog tipa peći. Veliki dio topline reflektira se o sjajnu površinu predmeta i vraća prema grijaćima.



Slika 1.61. Vakuum peć [13]

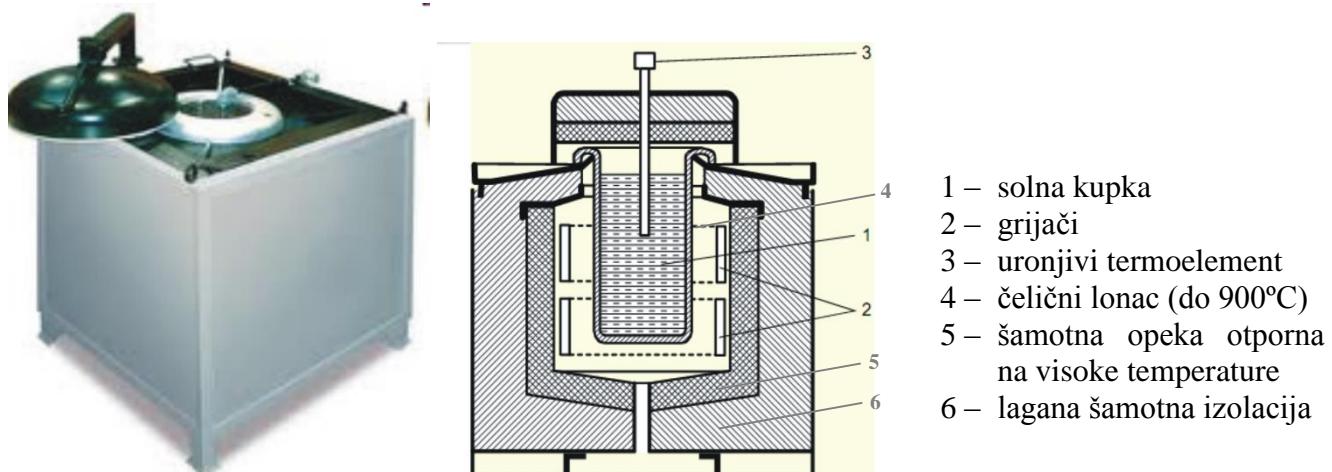
1.5.4 GRIJANJE U KUPKAMA

Kupke mogu biti s ugrijanom vodom (do 100°C), uljem (do 300°C), rastaljenim metalom (do 700°C) i rastaljenim solima (do 1350°C). Za temperature do 900°C koriste se kupke s metalnim posudama (*slika 1.62*), dok se za više temperature zbog opasnosti taljenja ili intenzivna propadanja lonca upotrebljavaju šamotne jame. Soli za niže temperature (do 550°C) mješavine su alkalnih nitrata, a za više temperature alkalni i zemno alkalni kloridi.

Toplina se u kupkama intenzivno provodi kondukcijom (vrijeme zagrijavanja značajno je kraće nego u komornim pećima). Ovisno o vrsti kupke, npr. za zagrijavanje komada na temperaturu 800°C, vrijeme izjednačavanja temperature u čitavom presjeku za svaki milimetar promjera jest:

- u električnoj komornoj peći 45 s
- u solnoj kupki 14 s
- u olovnoj kupki 7 s.

Prednost ove metode je zaštita površine predmeta i velika brzina zagrijavanja. Nedostatci su: skuplja obrada (otpadne vode treba neutralizirati), potreba čišćenja površine obrađenih predmeta jer na sebi zadrže manju količinu soli i relativno veliki gubitci energije zračenjem površine kupke na okolini prostora.



Slika 1.62. Peć sa solnom kupkom [9]

1.5.5 GRIJANJE U FLUIDIZIRANOM PRAHU

Fluidizirani prah su sitne čvrste čestice koje se uzdižu strujom fluida (plin). Struja plina regulira se tlakom. Plin izbjija kroz šupljine u dnu posude i stvara vrtložnu struju fluidiziranog praha unutar posude. Tako dobivena kupka može biti topla i hladna ovisno o toplinskoj obradi. Predmeti se vješaju unutar posude u kupki. Prah je obično aluminijev oksid promjera 0,1 mm, kemijski je neutralan, negoriv i visokog tališta. Ovakve kupke se koriste od -5 do 1500°C. Kako se radi o velikim turbulencijama, unutar komore dolazi do intenzivnog prijelaza topline između fluidiziranog praha i predmeta. Kod ove metode nema zagađenja okoliša, a površina predmeta nakon obrade je čista.

1.5.6 INDUKTIVNO ZAGRIJAVANJE

Ova metoda se najčešće primjenjuje za površinsko zagrijavanje čeličnih komponenata. Izradak se postavlja u svitak koji proizvodi izmjenično magnetsko polje (*slika 1.63*). To polje inducira struju iste frekvencije u predmetu. Zbog otpora prolaskom struje dolazi do zagrijavanja predmeta. Ako se želi vršiti samo površinska toplinska obrada, potrebno je koristiti se strujom visoke frekvencije. Povećanjem frekvencije lokalizira se područje zagrijavanja na sve tanji površinski sloj izratka.



Slika 1.63. Induktivno zagrijavanje [15]

1.5.7 PRIJELAZ TOPLINE S TOPLIJEG PREDMETA

Najčešće se primjenjuje kada se austenitizirani predmet samo lokalno ohladi, a onda s neohlađenog dijela dio topline prelazi na ohlađeni i grije ga vršeći toplinsku obradu popuštanja. Toplinska obrada može se vršiti i postavljanjem hladnog (prethodno zakaljenog) izratka na zagrijani predmet također u svrhu toplinske obrade popuštanja.

Za toplinsku obradu specijalnih čelika iznad 500°C potrebna je zaštitna atmosfera zbog zaštite od oksidacije i zaštite od razugljičenja površine.

Zaštita od oksidacije i razugljičenja se provodi:

- zagrijavanjem u pećima sa zaštitnom (inertnom) atmosferom;
- zagrijavanjem u metalnim ili solnim kupkama;
- ulaganjem predmeta u metalne kutije ispunjene neutralnim sredstvom;
- zagrijavanjem u vakuum komorama.

1.6 SREDSTVA ZA HLAĐENJE

Toplinskom obradom čelika mijenjaju se njegove faze i struktura nastojeći održati mehaničku ravnotežu. Da bi se postigla zahtijevana kombinacija mehaničkih svojstava, predmet se mora s temperature austenitizacije hladiti točno određenom brzinom hlađenja. Kod toplinske obrade kaljenja hlađenjem se želi dobiti što više martenzita u strukturi. Kako bi se to ostvarilo, rashladno sredstvo mora osigurati brzinu hlađenja veću od kritične s ciljem očuvanja austenita do M_s temperature. Ako se pri tome ne dostigne M_f temperatura, hlađenje treba nastaviti do nižih temperatura.

1.6.1 IDEALNO RASHLADNO SREDSTVO

Iz TTT-dijagrama vidljivo je da je stabilnost austenita najmanja pri srednjim temperaturama. Brzina hlađenja mora biti dovoljno velika da se ne presječe "nos" TTT-dijagrama. Pri nižim temperaturama, zbog veće stabilnosti austenita, hlađenje se može usporiti što rezultira izjednačenjem temperatura u svim slojevima i manjim zaostalim toplinskim naprezanjima nakon obrade.

Dakle, idealno rashladno sredstvo moralo bi osigurati brže hlađenje pri višim i sporije pri nižim temperaturama.

1.6.2 REALNA RASHLADNA SREDSTVA

Mogu biti: kruta, tekuća, fluidizirani prah i plinovita.

1.6.2.1 Kruta rashladna sredstva

Rijetko se koriste. Mogu biti glatke metalne ploče ili vodom hlađeni metalni kalupi. Metalni kalupi imaju dvostruku ulogu: hlađenje i sprječavanje toplinskih deformacija. Metalne ploče moraju imati dovoljnu masu, ako se dodatno ne hlade, kako se same ne bi previše zagrijale.

Rašireni su postupci samokaljenja (*slika 1.64*) kod kojih se npr. visokofrekventnom strujom zagrijava samo površinski sloj predmeta (npr. površina zuba zupčanika), a prestankom zagrijavanja površinu zakali hladni nezagrijani dio jezgre.



Slika 1.64. Samokaljenje površine zuba zupčanika
[16]

1.6.2.2 Tekuća rashladna sredstva

Najčešće se koriste: čista voda, voda s aditivima (ubrzivači ili usporivači), ulje za kaljenje, metalne i solne kupke te ukapljeni plinovi.

Voda i ulja za kaljenje koriste se za hlađenje do sobne temperature. Spadaju u skupinu rashladnih sredstava koja isparavaju.

Dok je temperatura površine predmeta koji se kali veća od temperature isparavanja, na njegovoj površini stvara se parni/plinski omotač (Leidenfrostov efekt). Taj omotač sprječava vlaženje te izolira predmet i smanjuje intenzitet odvođenja topline.

Za ugljične čelike najviše se koristi *čista voda*. Voda odstupa od idealnog rashladnog sredstva jer na nižim temperaturama prebrzo hlađi predmet i uzrokuje velika toplinska naprezanja i pucanje. Veliki nedostatak čiste vode je i njena velika korozivna agresivnost. To je najjeftinije rashladno sredstvo.

Nedostatci koje ima voda mogu se otkloniti dodatkom aditiva. Ubrzanje hlađenja postiže se dodavanjem kuhinjske soli. Međutim, korozionska agresivnost time se dodatno povećava. *Slika 1.65* prikazuje utjecaj sadržaja kuhinjske soli u vodi na brzinu hlađenja.

Do razvoja aditiva za vodu *ulje za hlađenje* bilo je jedino rashladno sredstvo s blažim djelovanjem. Prednost ulja u odnosu na vodu je ta što je njegova temperatura isparavanja 300-600°C, dok je za

vodu 100°C. Temperatura isparavanja ulja ovisi o njegovoj molekularnoj težini. Što je ona veća, viša je i temperatura isparavanja, što skraćuje fazu parnog omotača. Uljima se dodaju aditivi koji sprječavaju njihovo starenje.

Danas je raširena primjena polimera velike molekularne težine kao dodatak vodi. Ima i antikorozijsko djelovanje. Na ugrijanoj površini predmeta do 260°C stvara se homogeni sloj dobre toplinske vodljivosti koji se ispod 80°C rastvara u vodi. Upotrebom aditiva za vodu riješeni su brojni problemi koji su rezultirali korištenjem ulja za kaljenje: nema dima i opasnosti od požara, nema štetnog utjecaja uljnih para na radnike, manji su troškovi za rashladno sredstvo.

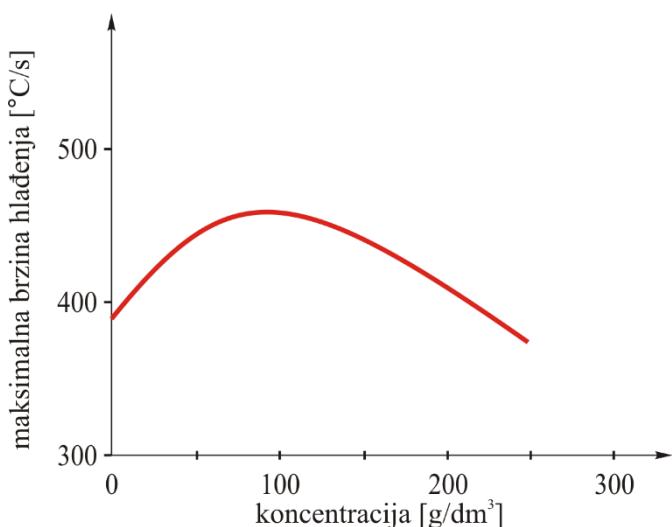
Metalne i solne kupke koriste se za izotermičke postupke toplinske obrade. Ne isparavaju prilikom hlađenja predmeta pa se toplina odvodi kondukcijom. Nedostatak metalnih kupki (olovo) jest velika gustoća pa čelični komadi plivaju na površini, a dobra osobina je relativno veliki raspon temperature upotrebe (350 - 900°C). Solne kupke su mješavine rastaljenih alkalnih nitrata i nitrita, koriste se za temperaturni interval od 150 do 550°C.

Ukapljeni plinovi koriste se kada je M_s temperatura ispod okolne temperature. Najčešće se koristi tekući dušik (-196°C). Dubokim hlađenjem zaostali austenit transformira se u martenzit.

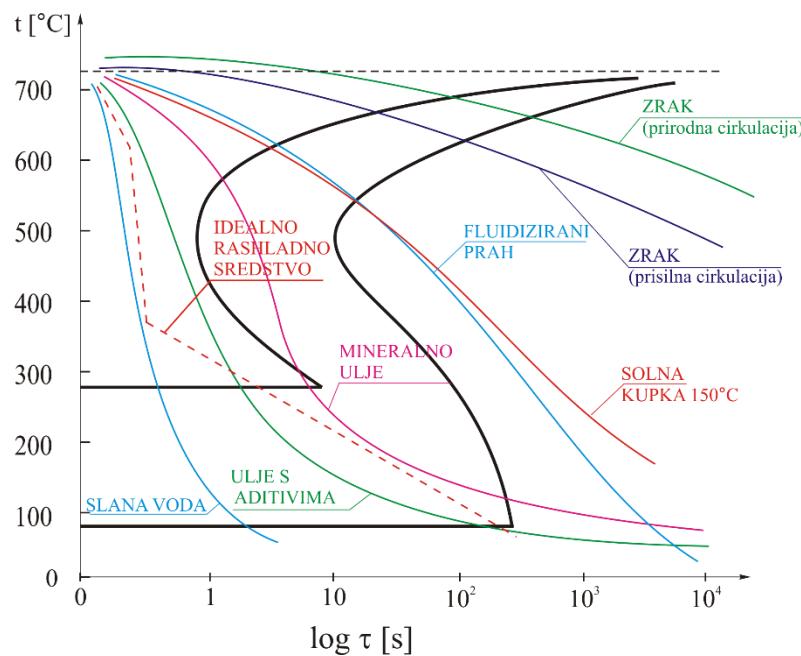
Rashladno sredstvo novijeg datuma je *kupka s fluidiziranim prahom*. Postupak i prednosti su analogni grijanju fluidiziranim prahom opisanom u prethodnom poglavljju.

1.6.2.3 Plinovita rashladna sredstva

Koriste se kod visokolegiranih čelika zbog vrlo malog intenziteta hlađenja. Martenzit kod ovih čelika nastaje zbog izuzetne stabilnosti njihova austenita i pri polaganom hlađenju. Najčešće se koristi zrak ili inertni plin (u slučaju potrebe sprječavanja kemijske reakcije na površini predmeta, najčešće za



Slika 1.65. Utjecaj sadržaja kuhinjske soli u vodi na maksimalnu brzinu hlađenja [1]



Slika 1.66. Načelni izgled krivulja hlađenja za različita rashladna sredstva [1]

kaljenje u vakuum pećima). Intenzitet hlađenja plinovitih rashladnih sredstava regulira se brzinom strujanja.

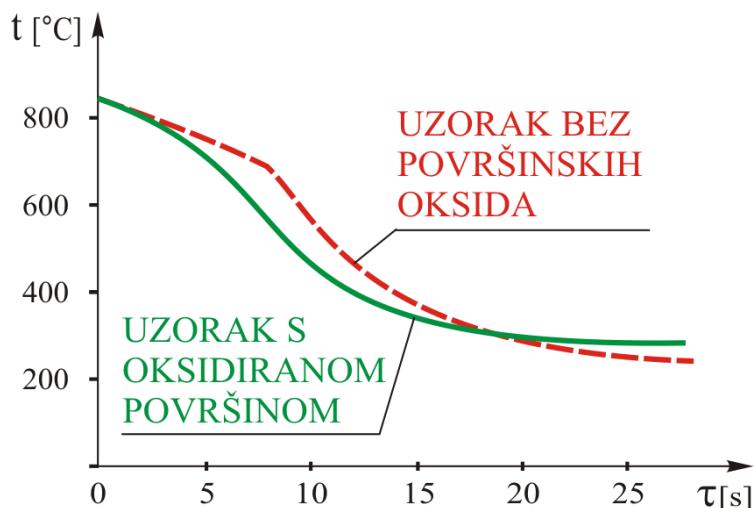
Slika 1.66 prikazuje krivulje hlađenja za različita rashladna sredstva prikazane u TTT-dijagramu.

1.7 TEHNOLOGIJA HLAĐENJA I GEOMETRIJA PREDMETA

Krivulje hlađenja prikazane na *slici 1.67* dobivene su hlađenjem uzoraka standardnog oblika i dimenzija. U praksi dolazi do odstupanja jer, osim o rashladnom mediju, krivulja hlađenja ovisi:

- o fizičkim svojstvima materijala (toplinska vodljivost, gustoća, specifični toplinski kapacitet...);
- o obliku (geometriji) i dimenzijama predmeta;
- o stanju površine predmeta (hrapavost, oksidi);
- o tome obrađuje li se istovremeno više predmeta – međusoban položaj u kupki.

Ako hrapavosti nisu prevelike, njihov utjecaj je zanemariv, dok je utjecaj površinskih oksida vrlo velik. Iako oksidni sloj djeluje kao izolator topline, utvrđeno je da bitno mijenja fazu parnog omotača oko predmeta, tj. omogućuje potpuno vlaženje površine, a time i znatno bolji prijelaz topline. Ako oksidni sloj ima debljinu veću od kritične, potpuno potiskuje fazu parnog omotača. *Slika 1.67* prikazuje usporedbu krivulje hlađenja uzorka u istom rashladnom sredstvu s površinskim oksidima i bez njih.



Slika 1.67. Utjecaj površinskih oksida na brzinu hlađenja [1]

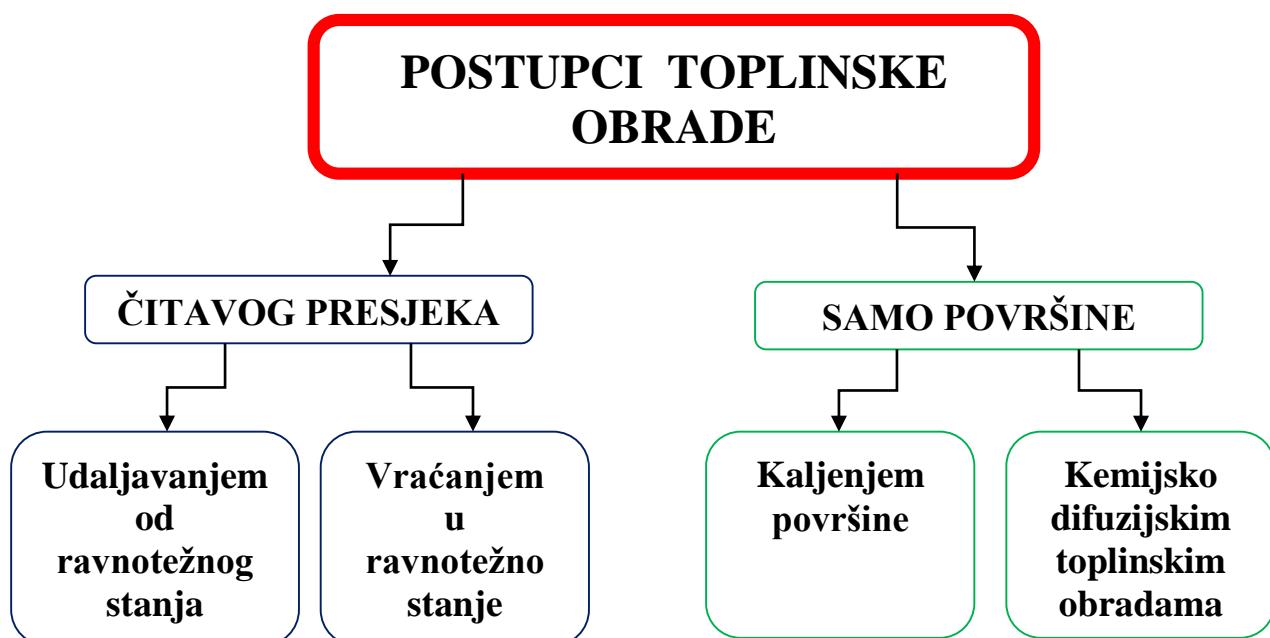
Prilikom izbora rashladnog medija treba voditi računa o tome da se postigne brzina hlađenja jednaka kritičnoj brzini u sloju u kojem želimo imati čisti martenzit. Pretjerano velike brzine hlađenja dovode do nepotrebног povećanja toplinskih naprezanja zbog različite brzine hlađenja po slojevima. Optimalno rješenje za poznati čelik, dimenzije i geometriju predmeta dobiva se odabirom jednog od raspoloživih rashladnih sredstava (navedenih u prethodnom tekstu).

2 POSTUPCI TOPLINSKE OBRADE

Postupaka toplinske obrade ima vrlo mnogo. Najčešće se dijele prema dubini do koje dopire utjecaj toplinske obrade. To je značajno i stoga što brojni elementi strojeva imaju izrazite zahtjeve samo na svojstva "površine". Npr. zupčanici, cilindri (tj. košuljice) motora, rukavci u ležajevima jesu elementi od kojih se traži otpornost površine na trošenje.

Druga skupina postupaka je zanimljiva za one strojne elemente kod kojih očekujemo i tražimo od "jezgrenog sloja" točno određena svojstva – koja su uvijek samo odraz faza i strukture (npr. tvrdoća kao svojstvo koje se možda najlakše izmjeri).

S ovog aspekta postupci toplinske obrade dijele se na sljedeći način:



2.1 TOPLINSKA OBRADA ČITAVOG PRESJEKA

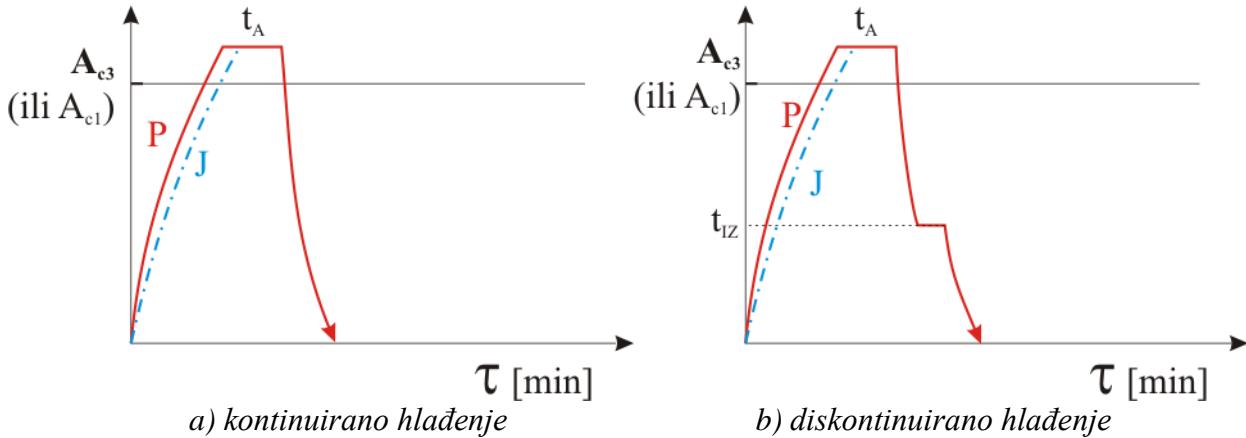
Ovisno o funkciji strojnog elementa, prilagođenim postupkom toplinske obrade po čitavom presjeku mogu se dobiti:

- Faze koje se, na sobnoj temperaturi, ne mogu pronaći u metastabilnom Fe-Fe₃C dijagramu. Ovakve faze predstavljaju potpuno neravnotežno stanje (npr. martenzit-M, bajnit-B).
- Faze koje se, na sobnoj temperaturi, mogu pronaći u metastabilnom Fe-Fe₃C dijagramu i odgovaraju ravnotežnom stanju (ferit- α , perlit, cementit-Fe₃C).

2.1.1 POSTUPCI TOPLINSKIH OBRADA UDALJAVANJEM OD RAVNOTEŽNOG STANJA

2.1.1.1 Kaljenje

Ovom se toplinskom obradom čelik udaljava od ravnotežnog stanja, bilo kontinuiranim hlađenjem austenita (γ) povećanom brzinom hlađenja do sobne temperature ili diskontinuirano, tj. pothlađenjem na neku temperaturu ispod A_{c1} ($= 723^{\circ}\text{C}$ u metastabilnom dijagramu), zadržavanjem određeno vrijeme na toj temperaturi i zatim hlađenjem dalje do sobne temperature (*slika 2.1*).



Slika 2.1. Dijagram toplinske obrade kaljenja [4]

2.1.1.1.1 Obično kaljenje (direktno, anizotermičko)

Ovdje se podrazumijeva zagrijavanje na pravilnu temperaturu austenitizacije t_A , držanje (progrijavanje) na t_A i zatim naglo hlađenje (kritičnom ili većom brzinom) u cilju dobivanja martenzita M ili iznimno bajnita B!

Svakako treba izbjegći "nos" TTT-dijagrama (\approx na 550°C kod nelegiranog eutektoidnog čelika). Krivulja hlađenja mora proći lijevo od linije početka pretvorbe „p-p“ u TTT-dijagramu. Kada se prođe ova kritična točka („nos“ TTT-dijagrama), može se i sporije hladiti da se umanje ili izbjegnu štetne posljedice kaljenja (pucanje, zaostala naprezanja).

Rezultati kaljenja ovise:

- o vrsti čelika, tj. o svojstvu prokaljivosti;
- o temperaturi austenitizacije t_A ;
- o brzini hlađenja.

Dakle, za jedan te isti čelik i istu veličinu i oblik izratka, utjecajna je samo brzina hlađenja v_{hl} i odabrana temperatura austenitizacije t_A .

Utjecaj brzine hlađenja

Ako je brzina hlađenja veća od kritične ($v_{hl} \geq v_{kr}$), dobije se samo martenzit M uz nešto ostatnog austenita A_o , ako je M_f temperatura ispod temperature rashladnog sredstva (najčešće sobne temperature).

Brzina hlađenja regulira se izborom rashladnog sredstva za kaljenje. Prema dijagramu na *Slika 1.45* brzina hlađenja može se izračunati pomoću izraza:

$$v_{kr\ g} \approx \frac{t_A - t_i}{\tau_i \text{ min}}$$

Za praktičnu primjenu može se uzeti:

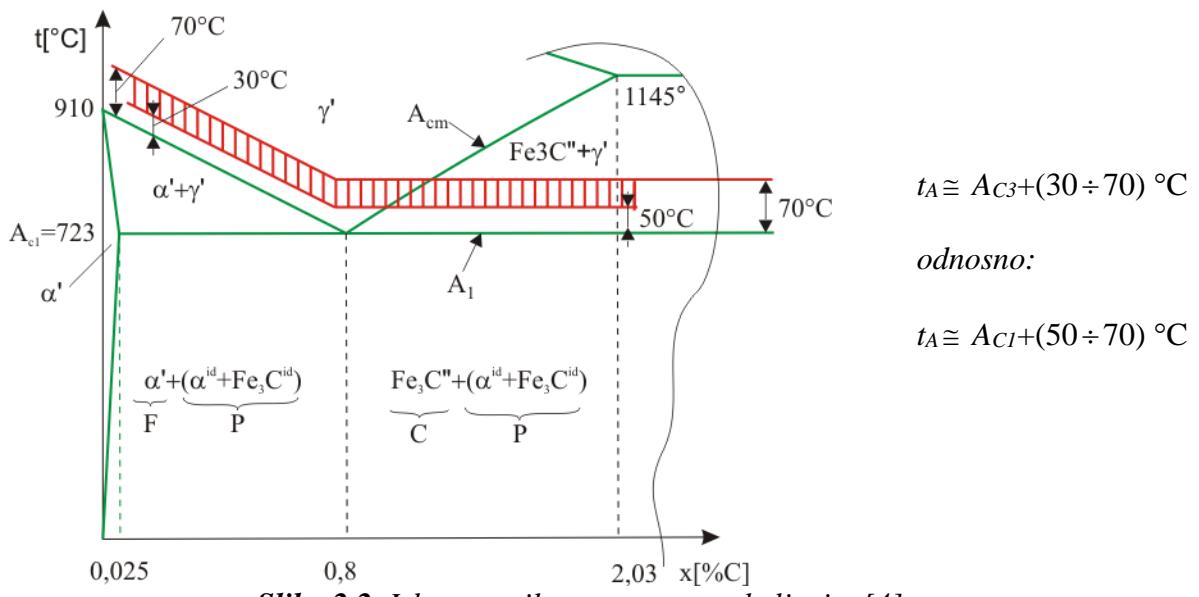
- $v_{kr,g} > 150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ gašenje treba obaviti u vodi
- $150^{\circ}\text{C}/\text{s} > v_{kr,g} > 5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ gašenje treba obaviti u ulju ili toploj kupki
- $v_{kr,g} < 5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ gašenje treba obaviti na zraku ili u inertnom plinu.

Navedeni podatci odnose se na gašenje tankih pločica. Pri izboru rashladnog sredstva treba voditi računa i o dimenziji predmeta koji se želi zakaliti. Treba osigurati kritičnu brzinu hlađenja i u jezgri predmeta, što nije lako osigurati u praksi. Ponekad nije nužno osigurati kritičnu brzinu hlađenja po cijelom presjeku.

Izbor pravilne temperature kaljenja

To je zapravo temperatura potpune austenitizacije t_A za podeutektoidne ili djelomične austenitizacije za nadeutektoidne čelike s koje se čelik naglo hlađi.

Ako se radi praktično o nelegiranim čelicima, područje pravilne temperature austenitizacije t_A može se prikazati u $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ dijagramu na *slici 2.2*:



Prethodno je rečeno da se podeutektoidni čelici ne austenitiziraju između A_1 i A_3 temperature, zbog pojave mekog ferita u strukturi nakon kaljenja, pa prosječna tvrdoća smjese ferita i martenzita ne bi bila naročita.

Nadeutektoidni čelici austenitiziraju se iznad A_1 temperature čime se dobije austenit s nešto više od 0,8 %C i sekundarni cementit (čija je tvrdoća veća od tvrdoće martenzita). Nastoji se da se ljske $\text{Fe}_3\text{C}''$ usitne i fino rasprše prije kaljenja prethodnom obradom žarenja ili gnječenja.

Zagrijavanje nadeutektoidnih čelika iznad A_{cm} temperature ne vrši se jer bi nastali martenzit bio bogatiji ugljikom (veće krtosti), a bila bi i veća količina mekog zaostalog austenita zbog spuštanja M_f temperature. Takvim zagrijavanjem dobilo bi se i grubo zrno uz nepotreban utrošak energije.

Slijedi da se za nelegirane čelike pravilna temperatura austenitizacije može procijeniti iz metastabilnog $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ dijagrama.

Približne vrijednosti M_s i M_f temperature za različite sadržaje ugljika prikazane su tablično:

PODEUTEKTOIDNI
$x_1 \approx 0,4\%C$
$M_s \approx 320^\circ C$
$M_f \approx 150^\circ C$

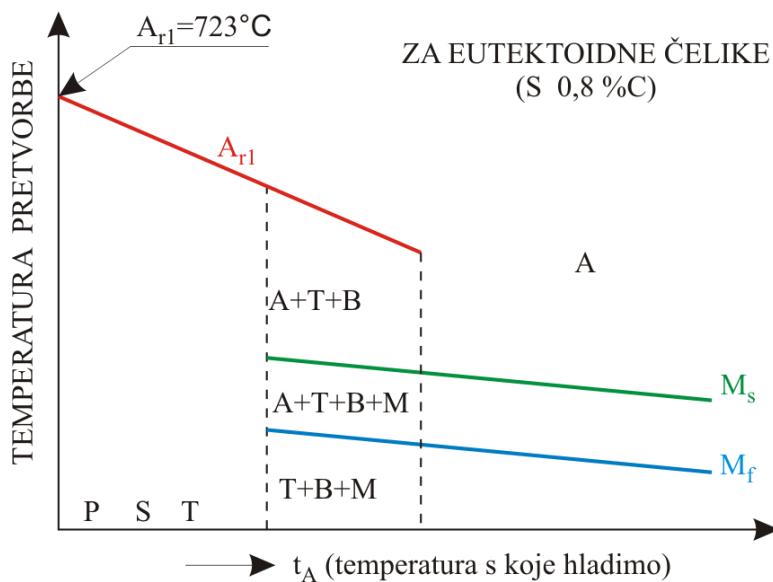
EUTEKTOIDNI
$x_2 = 0,8\%C$
$M_s \approx 180^\circ C$
$M_f \approx -30^\circ C$

NADEUTEKTOIDNI
$x_3 \approx 1,2\%C$
$M_s \approx 100^\circ C$
$M_f \approx -100^\circ C$

Utjecaj temperature kaljenja

Ako se bira viša temperatura austenitizacije t_A , izaziva se spuštanje temperature modifikacije (analogno utjecaju povećanja v_{hl}), štoviše, M_s i M_f temperature također se spuštaju pri kaljenju s više temperature austenitizacije t_A (*Slika 2.3*).

Trajanje progrijavanja na temperaturi austenitizacije t_A ne smije se nepotrebno produžavati da zrno austenita A ne poraste! Zadržavanje na ovoj temperaturi treba biti samo toliko dok se čelik potpuno ne austenitizira (dok se ugljik ravnomjerno ne rastvori u austenitu).



Slika 2.3. Dijagram zavisnosti temperature pretvorbe austenita od prethodne temperature njegova predgrijavanja iznad pravilne (t_A) ($v_{hl} = \text{konst.}$) [1]

Prekaljenost čelika

Temperature A_3 odnosno A_1 odgovaraju vrlo sporom zagrijavanju čelika. Međutim, kako je u praksi brzina zagrijavanja znatno veća, pretvorba u austenit na A_3 temperaturi nije potpuna, tj. količina rastvorenog ugljika u austenitu manja je od one koja bi trebala biti prema metastabilnom dijagramu slijevanja. Potpunije rastvaranje ugljika u austenitu postiže se samo povećanjem temperature austenitizacije. Prema dijagramu na *slici 2.3* vidi se da povećanje temperature snižava M_s i M_f temperaturu, pa će se nakon kaljenja povećati količina ostatnog austenita. Zagrijavanjem na previsoke temperature ova pojava je izraženija, te za takav čelik kažemo da je prekaljen.

Preniska temperatura austenitizacije nakon kaljenja rezultira mekšim martenzitom siromašnjim na ugljiku i manjom količinom zaostalog austenita, dok previsoka t_A daje tvrdi martenzit bogatiji ugljikom i veću količinu zaostalog austenita. Ukupna tvrdoća smjese u oba je slučaja manja od one koju bismo dobili pravilnom temperaturom austenitizacije.

Utjecaj legirnih elemenata na toplinsku obradu

Temperature austenitizacije legiranih čelika bitno su različite u odnosu na nelegirane. Ako je čelik legiran alfagenim elementima, temperature austenitizacije su više u odnosu na nelegirane i to za iznos povišenja A_1 i A_3 temperature prema dijagramu na *Slika 1.54*. Gamageni legirni elementi snižavaju pravilnu temperaturu austenitizacije i to za iznos sniženja A_1 i A_3 temperature prema dijagramu na *Slika 1.54*. **Eutektoidna koncentracija** legiranih čelika može se procijeniti prema dijagramu na *Slika 1.55*. U praksi se koriste pseudobinarni dijagrami u kojima je uzet u obzir utjecaj legirnih elemenata na temperaturi pretvorbe (*Slika 1.54*) i koncentracije (*Slika 1.55*).

Legirni elementi kod toplinske obrade čelika:

- usporavaju modifikaciju rešetaka pri austenitizaciji (naročito usporavaju rastvaranje karbida legirnih elemenata u austenitu);
- sprječavaju ili reduciraju perlitu pretvorbu;
- mijenjaju temperaturu modifikacije i vrstu nastalih faza (porastom sadržaja legirnih elemenata spušta se M_s temperatura - iznad nekog sadržaja i ispod sobne temperature pa je austenit u cijelosti nepretvoren);
- karbidotvorni legirni elementi (Cr, Mo, W, V) sprječavaju rast austenitnog zrna.

Utjecaj vremena držanja na temperaturi austenitizacije

Za razliku od metastabilnog zagrijavanja čelika u praksi su brzine zagrijavanja veće, pa će i temperature A_1 i A_3 imati više vrijednosti. Zbog toga se eutektoidni karbidi (cementit kod nelegiranih čelika) ne stignu u potpunosti rastvoriti ni na A_1 temperaturi ni u temperaturnom intervalu između A_1 i A_3 temperature. Znači da pri A_3 temperaturi čelik još uvijek sadrži nerastvorene karbide što znači da je nastali austenit siromašniji ugljikom (u odnosu na izvornu koncentraciju). Zadržavanje na temperaturi austenitizacije je nužno kako bi se dalo dovoljno vremena da austenit rastvori ugljik iz karbida. Dakle, samo dovoljno dugim zadržavanjem na pravilnoj temperaturi austenitizacije može se nakon kaljenja očekivati tvrdoča čelika (koja proizlazi iz sadržaja ugljika) prema Burnsovom dijagramu.

Povećanje austenitnog zrna:

- smanjuje kritičnu brzinu hlađenja (martenzitna struktura može se ostvariti manjim brzinama hlađenja – manja zaostala naprezanja);
- daje lošija svojstva žilavosti i veće deformacije zakaljenog izratka.

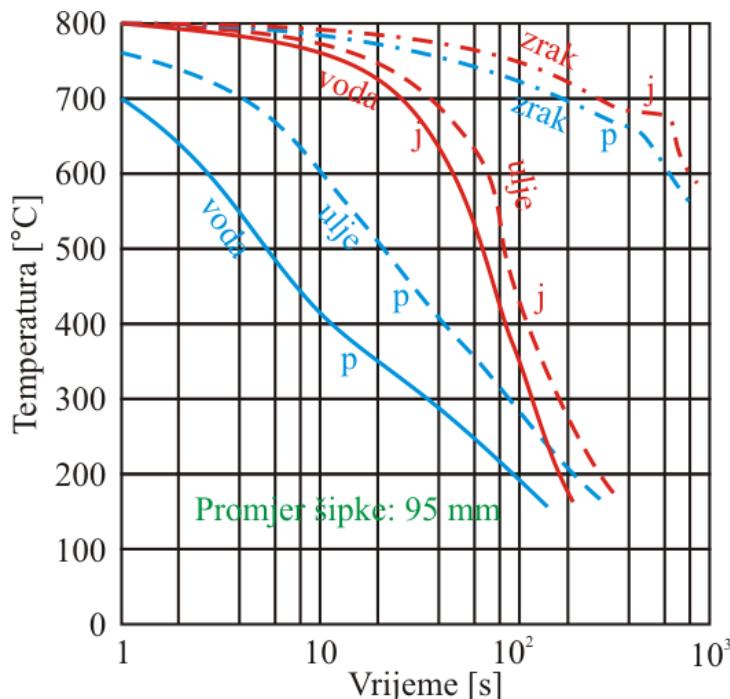
Legirane čelike prigodom austenitizacije treba duže grijati nego ugljične, vrlo često i na višim temperaturama kako bi se rastvorila dovoljna količina legirnih elemenata u austenitu što značajno smanjuje kritičnu brzinu hlađenja.

Ako su temperature zagrijavanja manje, bolje rezultate daju ugljični čelici, jer ako karbid u legiranom čeliku nije rastvoren, austenit će biti siromašniji ugljikom (mekši martenit), a njegovo zrno je sitnije (povećava se kritična brzina hlađenja).

Praktična primjena TTT-dijagrama pri toplinskoj obradi kaljenja

Pomoću TTT-dijagrama može se procijeniti tvrdoča koja se može dobiti kaljenjem na površini i u jezgri izratka uz uvjet da poznajemo krivulje hlađenja pojedinih slojeva izratka. Na taj se način može izvršiti odabir optimalnog rashladnog sredstva prema željenim tvrdoćama po slojevima koje treba postići.

Krivulje hlađenja po slojevima za cilindrične uzorke različitih promjera mogu se pronaći u literaturi. Krivulje hlađenja za površine i jezgre cilindričnog uzorka promjera 95 mm u različitim rashladnim sredstvima (voda, ulje, zrak) s $t_A = 800^\circ\text{C}$ prikazane su u dijagramu na *slici 2.4*.



Slika 2.4. Krivulje hlađenja površine i jezgre cilindričnog čeličnog uzorka promjera 95 mm za vodu, ulje i zrak [1]

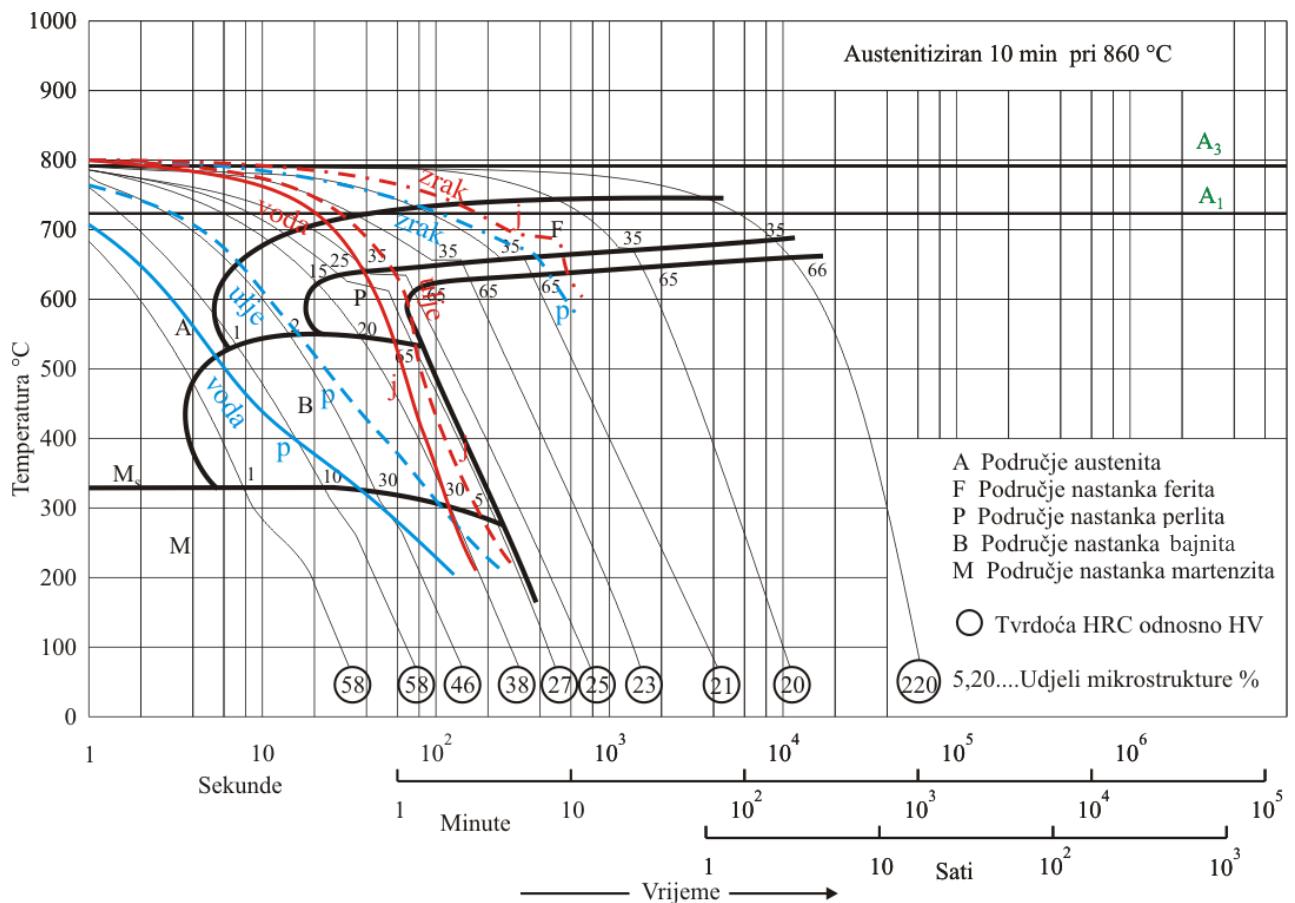
Ako su krivulje nacrtane na prozirnoj foliji i u istom mjerilu kao i TTT-dijagram promatranog čelika, preklapanjem se mogu odrediti nastale faze i njihova količina te tvrdoča površine i jezgre nakon hlađenja prema dijagramu na *slici 2.5*.

U prikazanom primjeru vidi se da će, ako je hlađenje obavljeno u vodi, na površini dobivena struktura biti 20 % $B + M$ uz eventualno nešto A° , a u jezgri 25 % $F + 45\% P + 28\% B + M$ uz eventualno nešto A° . Tvrdoča površine u ovom bi slučaju iznosila oko 52 HRc, a jezgre oko 38 HRc.

Ovako dobiveni rezultati su približni i daju samo orijentaciju za izbor rashladnog sredstva.

Odstupanje od realnog postupka jest u temperaturi početka hlađenja, pa krivulje hlađenja iz literature treba pomicati po vertikali u TTT-dijagramu promatranog čelika. To odstupanje neće bitno utjecati na dobiveni rezultat.

Najveće odstupanje je kod realnih predmeta koji često imaju komplikirani oblik koji ni približno ne odgovara obliku šipke za koju u literaturi nalazimo krivulje hlađenja.



Slika 2.5. Preklapanje krivulja hlađenja površine i jezgre cilindričnog čeličnog uzorka promjera 95 mm za vodu, ulje i zrak s odgovarajućim TTT-dijagramom za kontinuirano hlađenje [1]

Prokaljivost čelika

Prokaljivost je sposobnost čelika da se hlađen s temperature austenitizacije t_A modifcira u martenzit M do manje ili veće dubine.

Treba razlikovati pojам *prokaljivost* (tj. svojstvo) od pojma *prokaljenost* (tj. stanje). Radi uspoređivanja svojstava prokaljivosti danas se koristi više standardiziranih postupaka ispitivanja:

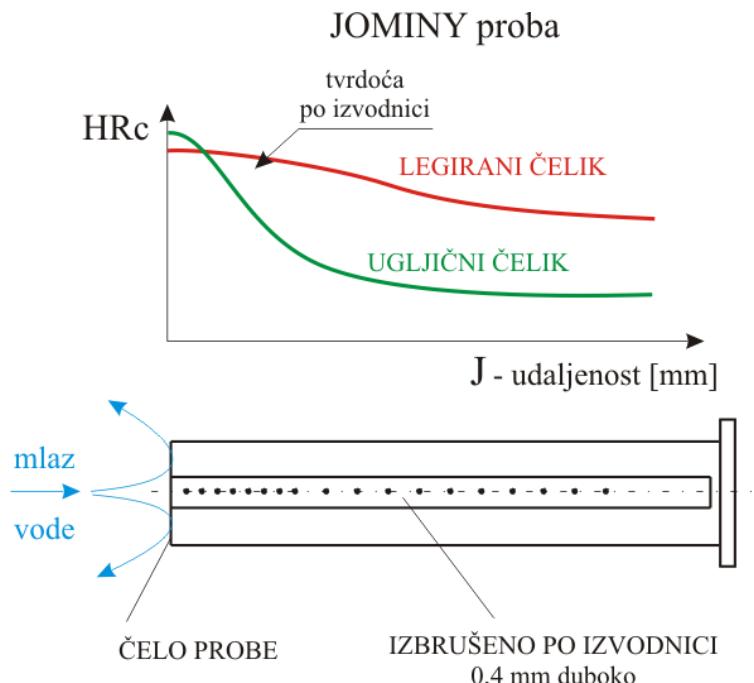
- Prokaljivost po JOMINYJU (kod nas najčešće korištena metoda)
- Prokaljivost po GROSSMANNU
- Prokaljivost po SHEPHERDU.

Ispitivanje prokaljivosti po Jominyju

Postupak ispitivanja je jednostavan i jeftin. Standardni uzorak ispitivanog čelika ima promjer $\varnothing 25$ mm i duljinu 100 mm. Čelo austenitiziranog uzorka na pravilnoj t_A hlađi se mlazom vode, točno određenih karakteristika.

Hlađenje traje toliko dugo dok se cijeli uzorak potpuno ne ohladi. Nakon toga se uzduž dvije nasuprotne izvodnice epruvete brusi površina po kojoj se mjeri tvrdoća na različitim udaljenostima od čela epruvete.

Dobiveni rezultati unose se u dijagram prikazan na *slici 2.6*. Apscisa ovog dijagrama je Jominy udaljenost, odnosno udaljenost od vodom hlađenog čela epruvete, a ordinata je tvrdoća u HRc.



Slika 2.6. Ispitivanje prokaljivosti po Jominyju [4]

Na slici su kvalitativno prikazane Jominy krivulje za legirani (crvena), odnosno za ugljični nelegirani (zeleni) čelik. Zapaža se nagli pad tvrdoće udaljavanjem od čela epruvete kod ugljičnog čelika, dok je kod legiranog čelika pad znatno manje izražen. Dakle, legirani čelici u pravilu imaju veću prokaljivost od ugljičnih.

Prilikom izbora čelika za određenu namjenu prokaljivost može igrati odlučujuću ulogu, pa se naručuje čelik s određenim „indeksom prokaljivosti“, npr.:

$$J_{25 \div 27} = 43 \quad (\text{na } 43 \text{ mm od čela epruvete tvrdoća treba iznositi } 25 \div 27 \text{ HRc}).$$

Ispitivanje prokaljivosti po Shepherdu

To je najjednostavnija metoda ispitivanja prokaljivosti. Postupak ispitivanja sastoji se u kaljenju uzorka iz šipki okruglog presjeka promjera $\varnothing 20$ mm s niza različitih temperatura austenitizacije (t_A). Uzorci se zatim lome i utvrđuje se debljina martenzitnog sloja (M) te finoća zrna na površini prijeloma.

Ispitivanje prokaljivosti po Grossmannu

Mjera prokaljivosti po ovoj metodi jest kritični promjer D_{krit} . To je onaj promjer za koji se kaljenjem u središtu presjeka cilindričnog uzorka dobije struktura s 50 % martenzita. Tvrdoća strukture koja sadrži upravo 50 % martenzita zove se **kritična tvrdoća**. Kritična tvrdoća se određuje pomoću Hodge-Orehovski dijagrama, *slika 2.7*.

Npr. ako se ispituje prokaljivost nekog čelika s 0,3 % ugljika, iz dijagrama Hodge-Orehovski očitava se da je kritična tvrdoća $HRc = 38$.

Ispitivanje ovom metodom vrši se kaljenjem više cilindričnih uzoraka različitog promjera pod istim uvjetima. Ispitivanje kao i kod prethodne metode nema karakter univerzalnosti, već se za svaki čelik obavlja posebno.

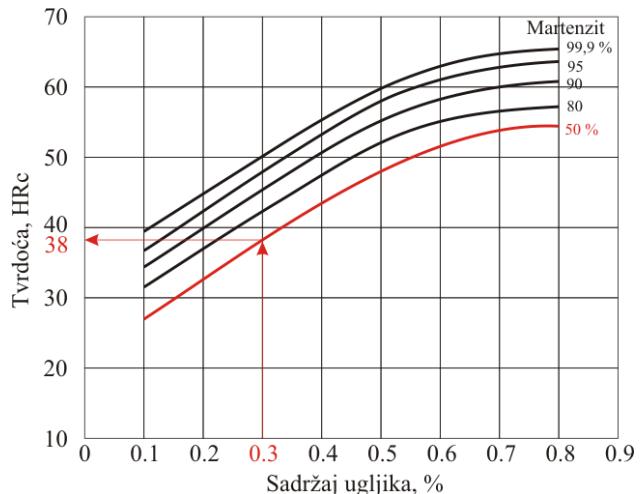
Zakaljeni uzorci se prerežu (uz intenzivno hlađenje kako se unosom topline ne bi promijenila struktura materijala).

Ovako pripremljenim uzorcima mjeri se tvrdoća po presjeku na različitim udaljenostima od površine do središta uzorka (*slika 2.8*).

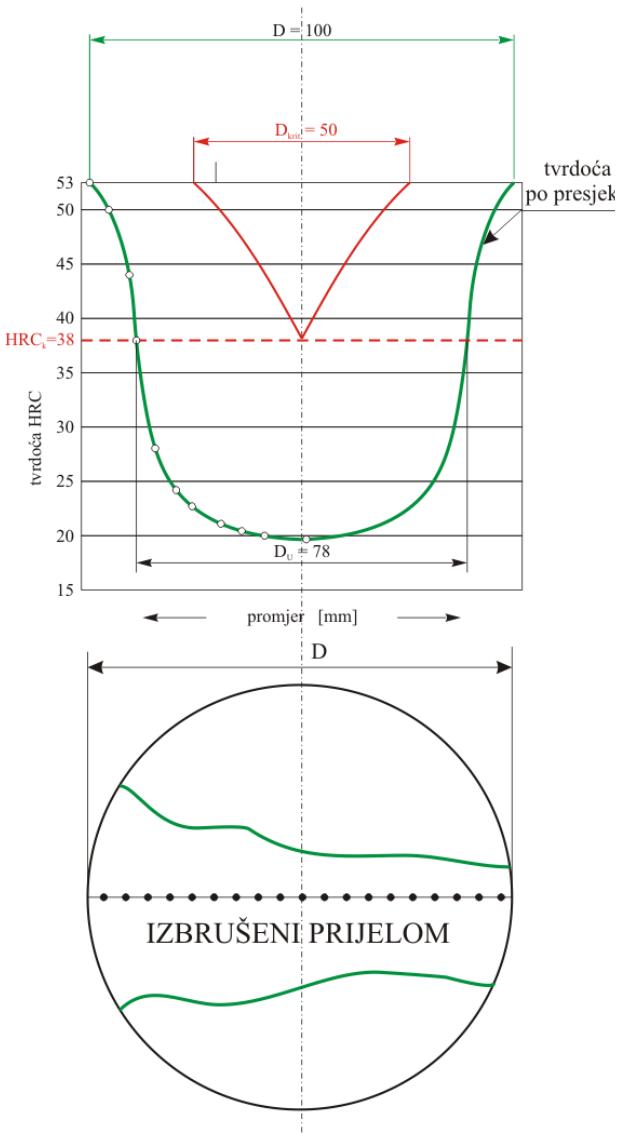
Rezultati se unose u dijagram. Za svaki uzorak dobije se po jedna „U krivulja“. Sjedište kritične tvrdoće s „U krivuljom“ u ovom dijagramu omeđuje nezakaljeni dio presjeka uzorka (s manje od 50 % martenzita).

Crvena „U krivulja“ na gornjem dijelu *slike 2.8* odgovara uzorku kritičnog promjera.

Izvođenje ispitivanja ovom metodom je dugotrajno i skupo. „U krivulje“ se mogu dobiti uz poznavanje Jominy krivulje korištenjem dijagrama za transponiranje, koji se mogu pronaći u literaturi.



Slika 2.7. Tvrdoća čelika za različite sadržaje martenzita prema Hodge-Orehovski [24]



Slika 2.8. Ispitivanje prokaljivosti po Grossmannu [24]

2.1.1.2 Klasični postupci kaljenja

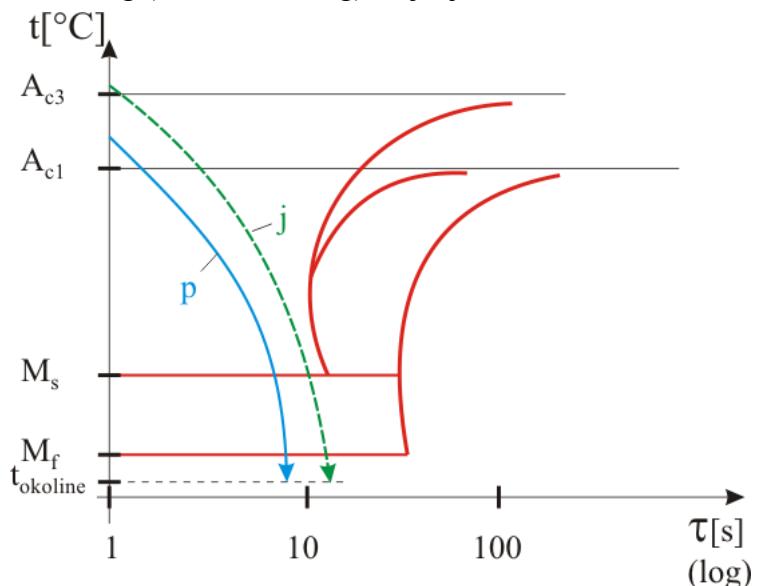
Izvode se kontinuiranim hlađenjem do sobne temperature. Zbog toga se ovdje koriste anizotermni TTT-dijagrami. Postoje dva postupka kontinuiranog (anizotermičkog) kaljenja:

a) DIREKTNO KALJENJE

Ostvaruje se hlađenjem u jednom rashladnom sredstvu (*slika 2.9*)!

Primjenjuje se kod jednostavnijih oblika i legiranih čelika (koristi se blaže rashladno sredstvo) jer nema velike opasnosti od zaostalih naprezanja!

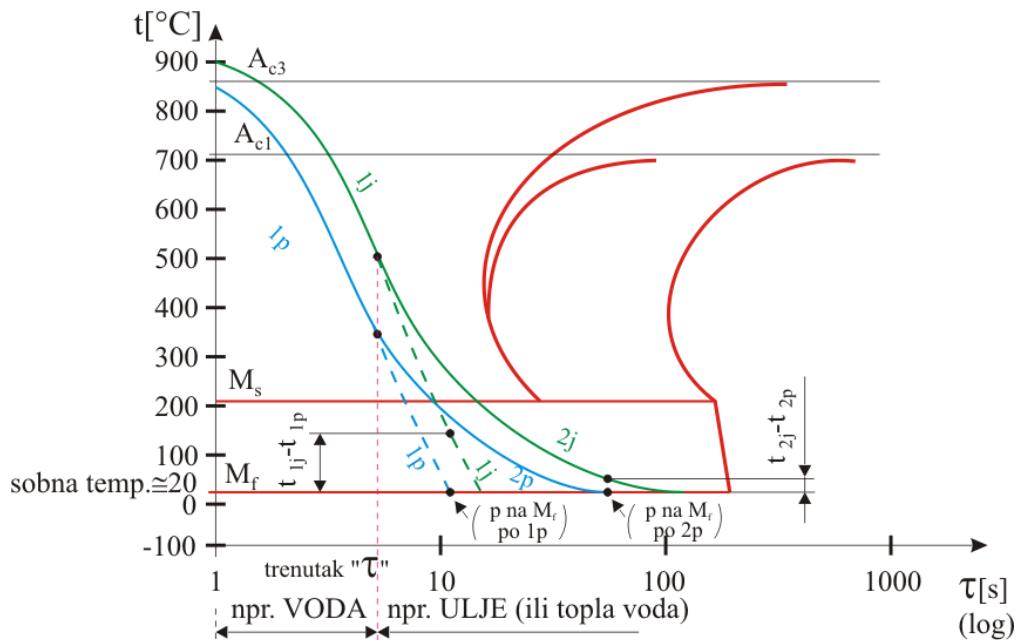
Ako su se i površina (p) i jezgra (j) ohladile brzinom hlađenja $v_{hl} > v_{kr}$, u obje će se dobiti na temperaturi okoline željeni martenit M (ako je $C \leq 0,6\%$), s pripadajućom tvrdoćom!



Slika 2.9. Prikaz direktnog kaljenja u TTT-dijagramu [1]

b) SLOMLJENO KALJENJE

Ostvaruje se najprije naglim hlađenjem (npr. u vodi) u cilju izbjegavanja nosa TTT-dijagrama, a dalje hlađenje se vrši u blažem rashladnom sredstvu (npr. u ulju) zbog smanjenja toplinskih napetosti i zaostalih naprezanja nakon kaljenja (*slika 2.10*).



Slika 2.10. Prikaz slomljenog kaljenja u TTT-dijagramu [1]

Slomljenim kaljenjem (u dva rashladna sredstva), u trenutku kada je površina ohlađena do M_f temperature, temperaturna razlika između površine i jezgre je „ $t_{2j}-t_{1p}$ “. Ako bismo hlađenje obavili u jednom rashladnom sredstvu (crtkane linije u TTT-dijagramu na *slici 2.10*), temperaturna razlika između površine i jezgre bila bi veća „ $t_{1j}-t_{1p}$ “.

Naglo hlađenje pri višim temperaturama nije opasno, jer je to područje visoke plastičnosti. Ustanjanjem u blažem rashladno sredstvu smanjuju se temperaturne razlike između slojeva, a zaostala naprezanja na kraju obrade su minimalna.

2.1.1.3 Izotermički postupci kaljenja

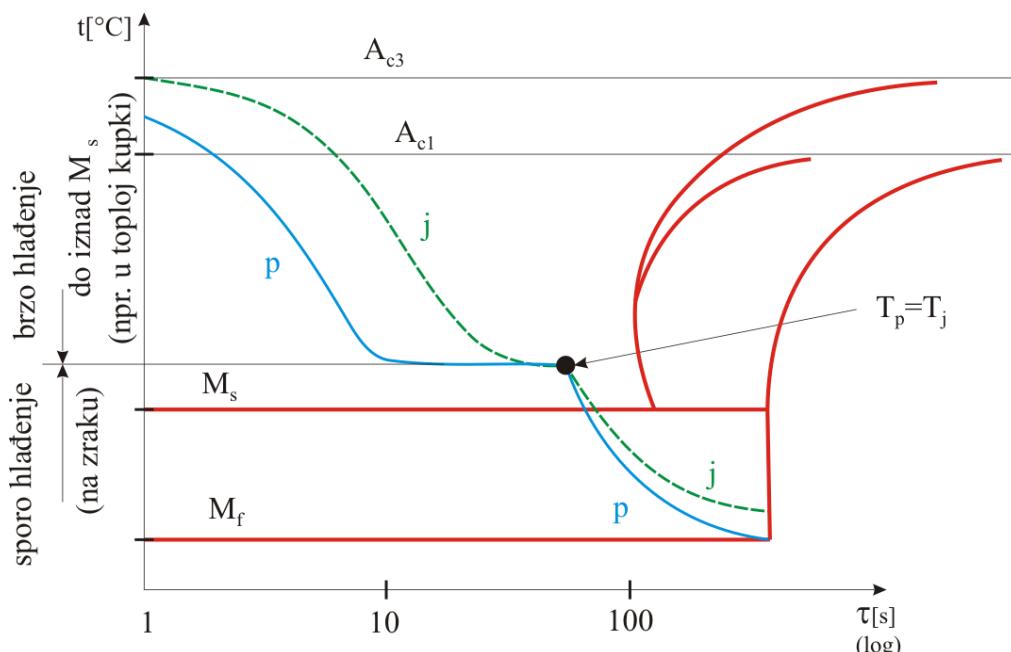
Izvode se izotermičkim hlađenjem pri određenoj temperaturi izoterme t_{IZ} . Hlađenje se obavlja skoro trenutačno s temperature austenitizacije t_A do temperature izoterme t_{IZ} iznad M_s , a zatim zadržavanjem neko vrijeme na toj temperaturi uz naknadno proizvoljno hlađenje do sobne temperature. Zbog toga se ovdje koriste izotermički TTT-dijagrami!!

a) STEPENIČASTO - MARTENZITNO

Ostvaruje se hlađenjem s pravilne temperature austenitizacije t_A u kupki (solnoj, metalnoj, uljnoj) do izjednačenja temperature površine i jezgre, svakako iznad M_s ! Dalje se izradak hlađi na zraku (*Slika 2.11*). Na taj način ostvareno je gotovo sinkrono hlađenje površine (p) i jezgre (j) u području niskih temperatura!

Temperature površine (p) i jezgre (j) su se izjednačile! Probojem M_s temperature nastaje martenzit, koji ima duduše veći volumen od austenita γ , ali kako nastaje skoro istodobno na površini (p) i u jezgri (j), toplinska naprezanja u izratku su minimalna, a i mikronaprezanja su istodobna u svim slojevima pa nema izvitoperenja niti površinskih prskotina!!

Ova obrada je moguća kod srednje legiranih i visokolegiranih čelika kod kojih je linija „ $p-p$ “ početka pretvorbe pomaknuta udesno prema višim vremenima.



Slika 2.11. Prikaz stepeničasto-martenzitnog kaljenja u TTT-dijagramu [1]

Napomena: Vremenska baza u dijagramima na *slici 2.9, 2.10* i *Slika 2.11* započinje od 1 sekunde (nakon početka hlađenja). Zbog toga se temperature površine i jezgre razlikuju i niže su od temperature austenitizacije t_A . Temperature i površine i jezgre u trenutku „0“ jednake su temperaturi austenitizacije t_A .

2.1.2 POSTUPCI TOPLINSKIH OBRADA VRAĆANJEM U RAVNOTEŽNO STANJE

2.1.2.1 Popuštanje

Popuštanje je postupak toplinske obrade koji se vrši nakon kaljenja zagrijavanjem čelika na neku temperaturu ispod temperature A_1 . Ovim postupkom toplinske obrade vraćanja u ravnotežno stanje postiže se:

- eliminacija zaostalih naprezanja;
- povećanje žilavosti (eliminacijom krhkog tetragonalnog martenzita koji uopće nema izražena svojstva rastezljivosti i žilavosti);
- dimenzijska stabilnost izratka (pojava promjene dimenzijske izražene je kod visokolegiranih alatnih čelika – zagrijavanjem ovih čelika, nakon kaljenja, već na nižim temperaturama dolazi do pretvorbe zaostalog austenita u martenzit i karbide popuštanja što je praćeno promjenom volumena/dimenzija).

Izradci složenog oblika, koji su samo zakaljeni, najčešće se u eksploataciji raspuknu. Kako bi se ova pojava izbjegla, nakon kaljenja vrši se toplinska obrada popuštanja čelika čime se teži ravnoteži faza (npr. struktura s feritom i perlitom) i mehaničkoj ravnoteži (uklanjanje zaostalih naprezanja nastalih kaljenjem).

Rezultat popuštanja nakon kaljenja:

Smanjuje se: tvrdoća, čvrstoća i granica elastičnosti (u odnosu na zakaljeno stanje).

Povećava se: žilavost i rastezljivost (u odnosu na zakaljeno stanje)!

Sniženje tvrdoće je samo posljedica postupka popuštanja (nije ciljana pojava). Ovisno o temperaturi t_{pop} postupci obrade popuštanja dijele se na:

- visoko temperaturno popuštanje: $t_{\text{pop}} < 220^{\circ}\text{C}$
- srednje temperaturno popuštanje: $220^{\circ}\text{C} < t_{\text{pop}} < 400^{\circ}\text{C}$
- nisko temperaturno popuštanje: $400^{\circ}\text{C} < t_{\text{pop}} < A_1$.

Popuštanjem na višim temperaturama povećavaju se vrijednosti svih navedenih svojstava u odnosu na metastabilno stanje (prije kaljenja).

Provedbom postupka popuštanja teži se međuovisnom optimumu svojstava, što se regulira temperaturom i trajanjem popuštanja, u skladu s parametarskim **Hollomon–Jaffe** zakonom popuštanja koji glasi:

$$H = f [P]$$

$$P = \frac{273,15 + t}{1000} \cdot [C + \log(\tau)]$$

gdje je:

H tvrdoća

P Hollomon–Jaffeov parametar

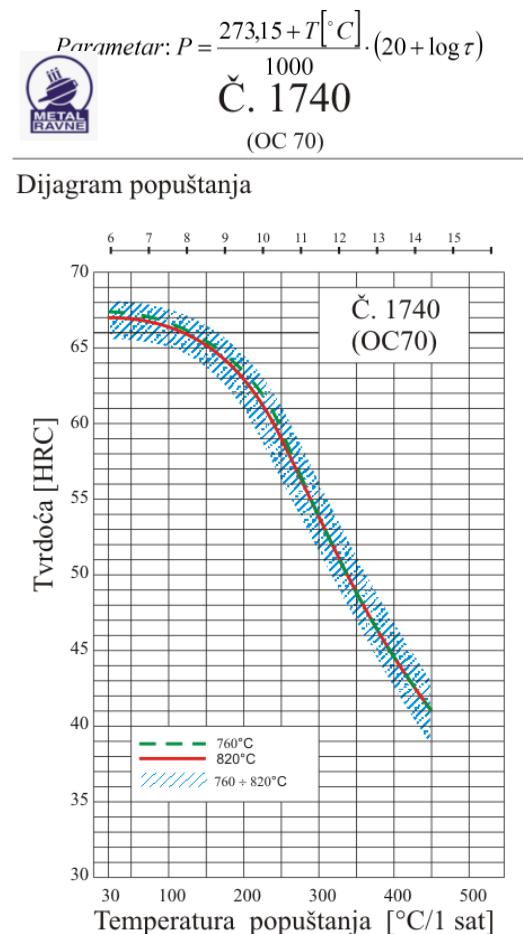
t temperatura u $^{\circ}\text{C}$

τ trajanje (vrijeme) popuštanja u satima

C konstanta za dotični čelik ovisi o sadržaju ugljika (iznosi $C \approx 20$, a za niskolegirane čelike može se računati prema formuli $C = 21,3 - (5,8 \cdot \% \text{ ugljika})$).

Tvrdoća je funkcija parametra [P], što znači: dokle je god parametar P konstantan, tvrdoća će imati istu vrijednost, bilo uz primjenu kraćeg trajanja i više temperature popuštanja ili dužeg trajanja i niže temperature popuštanja.

Literatura za pojedine čelike nudi odgovarajuće dijagrame popuštanja (*slika 2.12*).



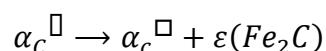
Slika 2.12. Dijagram popuštanja za nelegirani ugljični alatni čelik s ≈ 0,7 % C [1]

2.1.2.1.1 Popuštanje čistog martenzita

Ako se martenzit nelegiranog ili niskolegiranog čelika, dobiven prethodnim kaljenjem, naknadno popušta na sve višoj i višoj temperaturi popuštanja t_{pop} , nastat će sljedeće promjene (ovisno o temperaturi popuštanja):

$t_{pop} \approx 150 \div 200^\circ\text{C}$ → difuzijom atoma ugljika tetragonalni martenzit $M_T = \alpha_c^\square$ smanjuje sadržaj ugljika u rešetki i transformira se u kubni martenzit $M_K = \alpha_c^\square$. Atomi ugljika, po izlasku iz martenzita, zajedno s atomima željeza stvaraju prijelaznu ε -fazu željeznog karbida kemijske formule Fe_2C .

Opisana promjena može se zapisati:



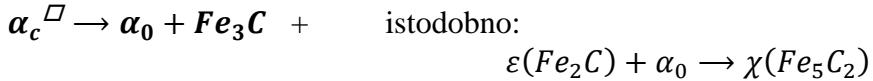
gdje je:

- C ... puno ugljika
- c ... malo ugljika
- o ... gotovo ništa ugljika

□ ... tetragonalna rešetka

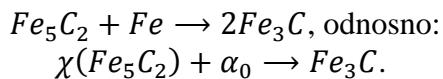
□ ... kubna rešetka

$t_{\text{pop}} \approx 200 \div 400^\circ\text{C} \rightarrow$ u kubnom martenzitu $M_K = \alpha_c^{\square}$ i dalje se smanjuje sadržaj ugljika te dolazi do njegove transformacije u ferit α_0 u kojem praktički nema ugljika. Ferit α_0 nastaje oko prethodno formiranog $\varepsilon(Fe_2C)$ željeznog karbida. Time se željezni karbid obogaćuje željezom pa iz $\varepsilon(Fe_2C)$ - faze željeznog karbida nastaje „hi“ karbid $\chi(Fe_5C_2)$ bogatiji željezom od ε - faze željeznog karbida, ali siromašniji od cementita Fe_3C . Dakle nastaje bajnitna struktura s vrlo fino raspršenim karbidima u feritnoj matrici.



gdje je:
 α_0 ... ferit praktički bez ugljika
 $\chi(Fe_5C_2)$... karbid bogatiji ugljikom

$t_{\text{pop}} \approx 500^\circ\text{C} \rightarrow$ karbid $\chi(Fe_5C_2)$ i nadalje se obogaćuje željezom, prelazeći tako u cementit Fe_3C . Istodobno dolazi do ukrupnjenja cementita čime nastaju zrnati (nodularni) oblici cementita u feritnoj matrici – poboljšana struktura:



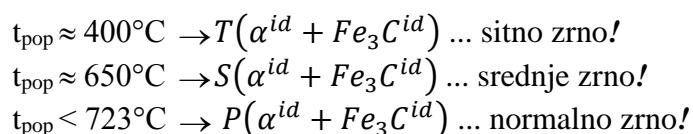
Ukupni rezultat promjene je: ferit i cementit ($\alpha + Fe_3C$), dakle *ravnotežne metastabilne faze!*

do $t_{\text{pop}} < A_{c1}$ ($\approx 723^\circ\text{C}$) \Rightarrow Cementit Fe_3C nastavlja se okrupnjivati, oblik nastale faze je nodularan!

$t_{\text{pop}} > A_{c1} \rightarrow$ nastaje ponovno austenit γ i učinak kaljenja se poništava!

Može se zaključiti:

Od martenzita grijanjem (popuštanjem) nastaju ponovno eutektoidi:



Nastali eutektoidi nisu lamelarni (kakvi se dobiju hlađenjem austenita) već zrnati (nodularni) i stoga znatno žilaviji (ali ne meksi – dakle višim popuštanjem zakaljenog čelika dobije se viša čvrstoća i povećana žilavost čelika). Izborom temperature popuštanja moguće je fino podešavanje svojstava.

Eutektoidi sitnijeg zrna, koji se dobivaju na nižim temperaturama popuštanja, osiguravaju znatno povećanje čvrstoće (u odnosu na metastabilno) uz dobru žilavost čelika. Povećanjem temperature popuštanja povećava se eutektoidno zrno što se odražava na postizanje niže vrijednosti čvrstoće uz povećanu žilavost materijala.

2.1.2.1.2 Popuštanje visokolegiranih čelika

Do transformacije visokolegiranog zaostalog austenita dolazi tek popuštanjem pri relativno visokim temperaturama, iznad 500°C .

Popuštanjem visokolegiranih čelika dolazi do:

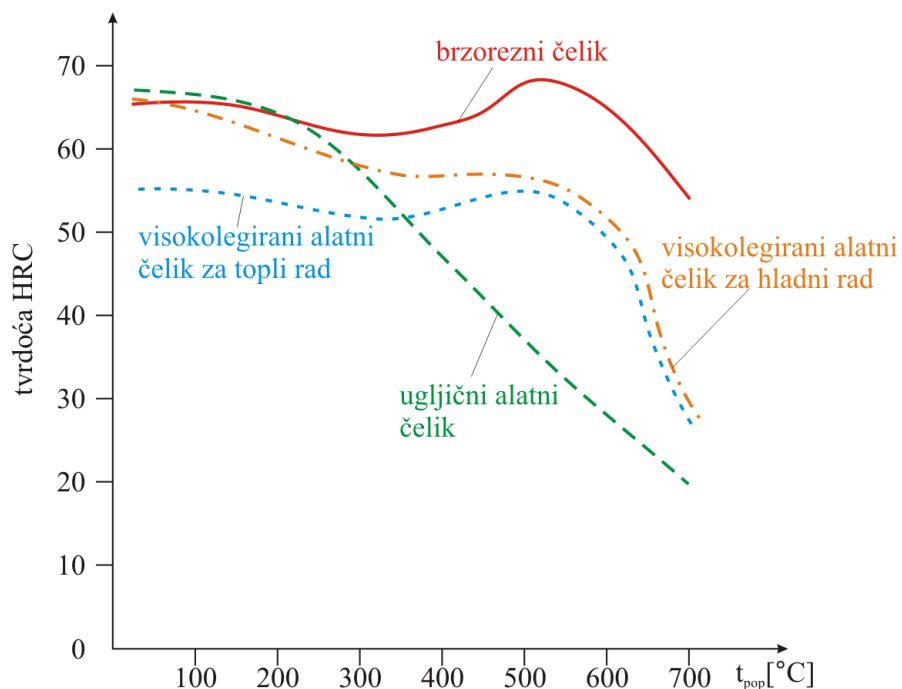
- **nastajanja sekundarnih karbida (karbida popuštanja)** popuštanjem martenzita;
- **snižavanja sadržaja ugljika u martenzitu** na približno $0,25\% \text{C}$;
- **transformacije zaostalog austenita u martenzit.**

Ovisno o sadržaju ugljika konačna struktura popuštenog visokolegiranog čelika je:

- $\text{C} < 0,6\%$: popušteni martenzit i karbid popuštanja ($M_K + K_P$);
- $0,6\% < \text{C} < 0,8\%$: popušteni martenzit, karbid popuštanja i zaostali austenit ($M_K + K_P + \gamma_0$);
- $0,8\% < \text{C} < 2\%$: popušteni martenzit, karbid popuštanja, zaostali austenit i sekundarni karbid ($M_K + K_P + K'' + \gamma_0$).

Kod legiranih čelika pri popuštanju na višim temperaturama nastaju posebni karbidi (npr. Cr_{23}C_6 ; Cr_7C_3 ; $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$; WC ; Mo_2C ; V_4C_3) čiji sastav ovisi o legirnim elementima u čeliku. Sam postupak popuštanja visokolegiranog čelika ovisi o kemijskom sastavu, tj. o legirnim elementima. Otpornost popuštanju naročito povećavaju molibden Mo , volfram W i vanadij V što ima za posljedicu zadržavanje tvrdoće čelika do visokih temperatura (cca 600°C). To je svojstvo naročito važno za komponente koje su namijenjene za rad na povиšenim temperaturama.

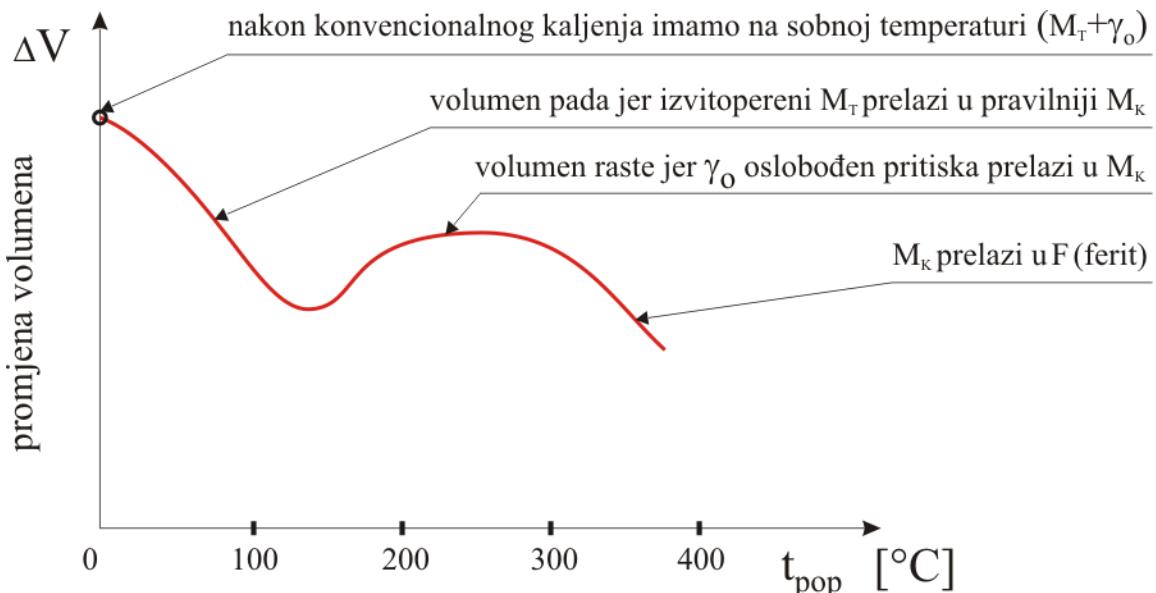
Ako je u čeliku pored navedenih legirnih elemenata sadržan i ugljik, pri visokotemperaturnom popuštanju ($\approx 550^{\circ}\text{C}$) dolazi do pretvorbe zaostalog austenita u karbide popuštanja K_p i sekundarni martenzit M čime se snižava količina i ugljika i legirnih elemenata u austenitu što ima za posljedicu povišenje temperature početka M_s i završetka M_f martenzitne pretvorbe. Dakle, popuštanjem iz relativno meke faze austenita nastaju dvije znatno tvrde faze: karbidi popuštanja i martenzit. Zbog toga tvrdoća popuštene strukture može biti veća od tvrdoće u zakaljenom stanju (npr. kod brzoreznog čelika), pa se ova pojava naziva **sekundarno otvrdnjavanje**. Načelni dijagrami popuštanja legiranih čelika prikazani su u dijagramu na *slici 2.13*.



Slika 2.13. Dijagrami popuštanja različitih čelika [4]

2.1.2.1.3 Promjene volumena pri popuštanju normalno (konvencionalno) zakaljenog čelika

Prigodom kaljenja realnog čelika s $>0,6\%C$ uobičajenim postupcima gotovo redovito zaostane mala količina nepretvorenih faza, ali sigurno i nešto zaostalog austenita γ_0 (do povećanog sadržaja zaostalog austenita može doći i zbog povišene temperature austenitizacije prije kaljenja koja snižava temperature početka i završetka martenzitne pretvorbe). Kaljenje se najčešće provodi u rashladnom sredstvu na sobnoj temperaturi. Zanimljivo je razmotriti utjecaj ostatnog austenita γ_0 na promjene koje nastaju pri popuštanju pomoću dilatometrijske metode (*slika 2.14*).



Slika 2.14. Promjene pri popuštanju (utjecaj temperature popuštanja) praćene dilatometrijskom metodom [1]

Popuštanjem, zbog oslobađanja pritiska iz zaostalog austenita γ_0 (austenit zbog difuzije izgubi nešto ugljika i legirnih elemenata), nastaje martenzit. Taj se martenzit u literaturi često naziva **sekundarni martenzit**.

Napomena: Mjerjenje promjene volumena obavljeno je nakon tretmana na sobnoj temperaturi (ohlađeni uzorak)!

Pojava krhkosti nakon popuštanja

Opaža se kod nekih legiranih čelika koji sadrže dušik (N). Ako se ovi čelici popuštaju na $t_{pop} > 500^\circ C$ (gdje feritna α rešetka ima veću sposobnost rastvaranja dušika N), prigodom sporog hlađenja do sobne temperature dušik N se ponovno izlučuje, ali u obliku fino raspršenih željeznih nitrida, koji znatno obaraju žilavost čeliku!

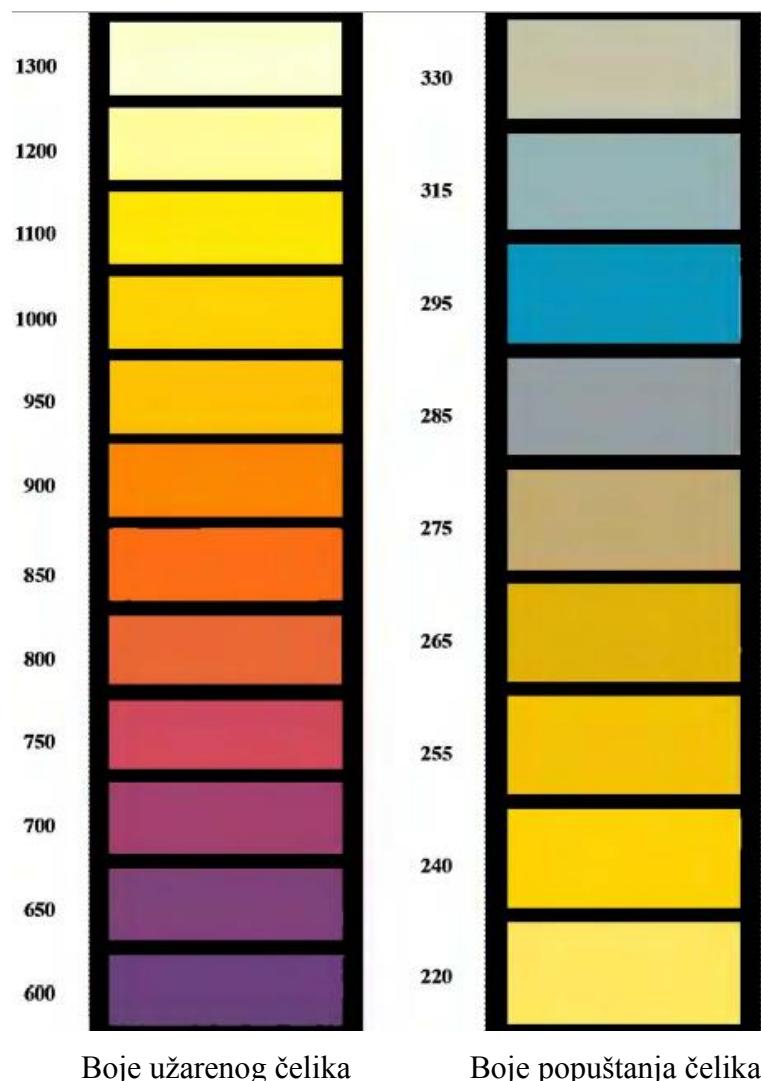
Uputno je:

- ne popuštati ove čelike na $t_{pop} > 500^\circ C$;
- naglo ohladiti nakon popuštanja (ako se baš moralo popuštati na tim opasnim temperaturama) kako ne bi došlo do izlučivanja dušika rastvorenog u α rešetki;
- dodati čeliku $\approx 0,25\% Mo$ (molibdena) koji veže dušik N u svoje nitride, pa pojava rastvaranja u α rešetki izostane (tako izostane i opasno naknadno izlučivanje željeznih nitrida).

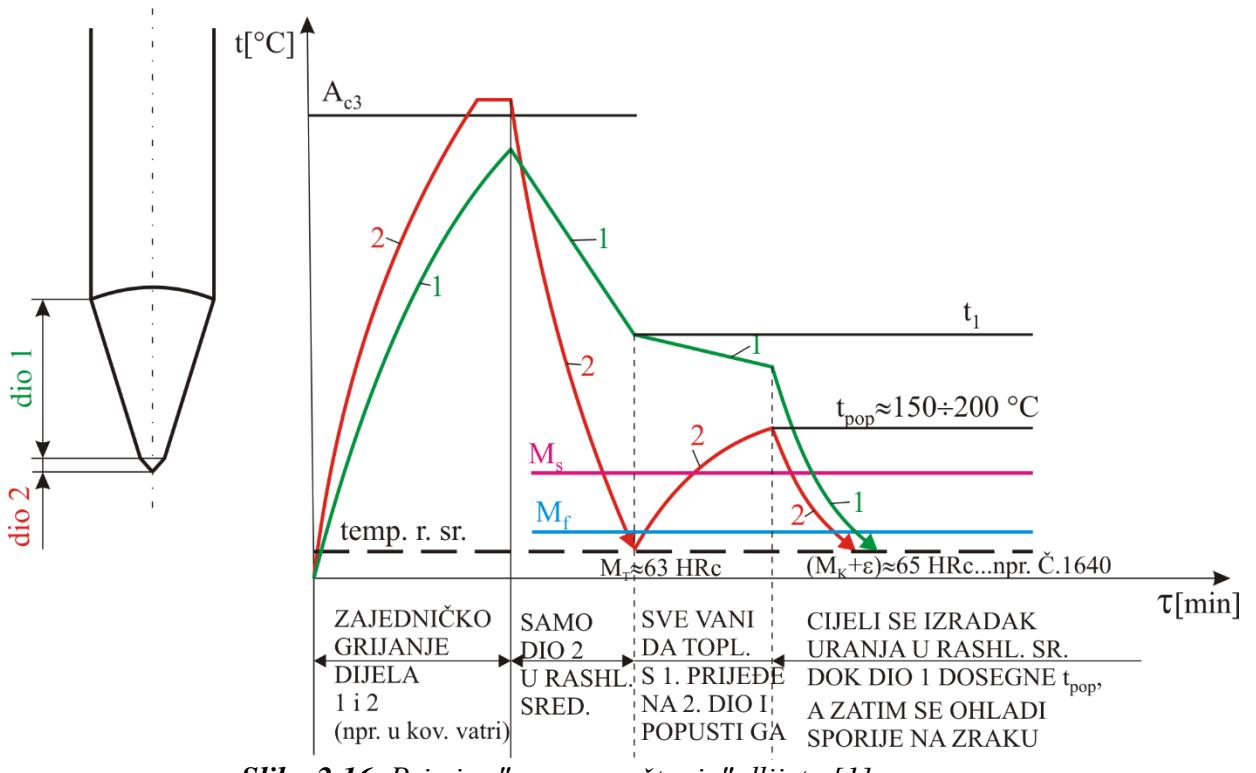
TEHNOLOGIJA POPUŠTANJA ZAKALJENOG IZRATKA

Popuštanje se može obaviti na dva načina:

- Dovodenjem topline izvana:** može se obaviti grijanjem u komornim pećima (obično s cirkulacijom zraka), u toplim uljima, solima ili metalnim kupkama, grijanjem plamenom ili toplim metalnim pločama.
- Dovodenjem topline iznutra:** koristi se preostala toplina u izratku i postupak se naziva samopopuštanje. Primjer samopopuštanja dlijeta prikazan je u dijagramu hlađenja na *slici 2.16*. Oštrica mora biti tvrda i donekle žilava, tj. nisko popuštena nakon kaljenja, dok preostali dio mora ostati žilav! Tijek postupka može se pratiti s pomoću dijagrama toplinske obrade na slici. Za vrijeme postupka temperatura se određuje vizualno s pomoću boja popuštanja u temperaturnom intervalu (boja nastalih oksida na metalno sjajnoj površini čelika pri povišenim temperaturama – svakoj temperaturi odgovara različita boja oksida od blijedo žute na visokim temperaturama, crvene, ljubičaste, modre do sive boje na najnižim temperaturama - *slika 2.15*).



Slika 2.15. Boje popuštanja čelika [10]



Slika 2.16. Primjer "samopopuštanja" dlijeta [1]

Popuštanje se obično obavlja laganim hlađenjem na zraku kako bi se smanjila toplinska naprezanja u izratku (brzina hlađenja nakon popuštanja nema utjecaja na strukturu nakon ohlađivanja).

2.1.2.2 Postupci poboljšavanja čelika

Poboljšavanje je složen postupak toplinske obrade koji se sastoji iz:

- *kaljenja* u cilju dobivanja martenzitne strukture i
- *visoko temperaturnog popuštanja* s ciljem dobivanja zrnate eutektoidne strukture, a time i povišene čvrstoće (granice tečenja) i visoke žilavosti.

Tom se postupku podvrgavaju samo podeutektoidni čelici sadržaja ugljika od 0,3 % do 0,6 %. U praksi se taj postupak naziva još i oplemenjivanje.

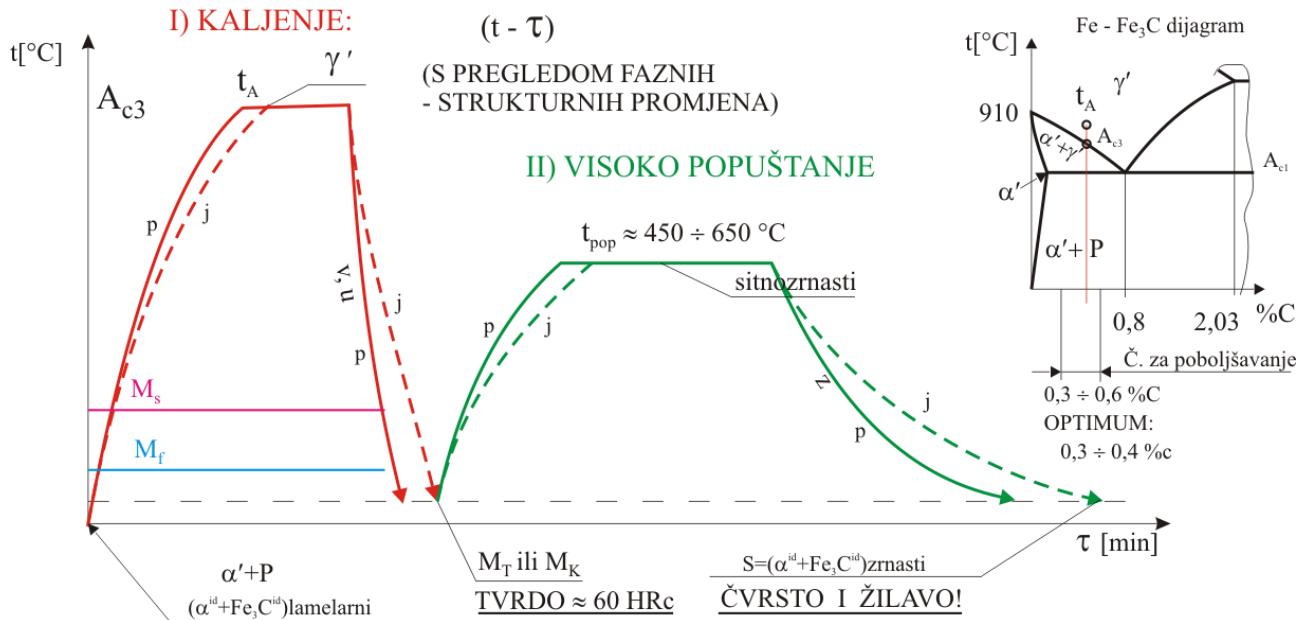
Postupci poboljšavanja čelika dijele se na:

- *klasično poboljšavanje*
- *izotermičko poboljšavanje.*

a) KLASIČNO POBOLJŠAVANJE

Postupak, prikazan u dijagramu na *slici 2.17*, sastoji se od:

- toplinske obradbe kaljenja s pravilne temperature austenitizacije;
- naknadnog visokotemperaturnog popuštanja na temperaturama $450 \div 600^{\circ}\text{C}$.



Slika 2.17. Dijagram toplinske obradbe klasičnog poboljšavanja [4]

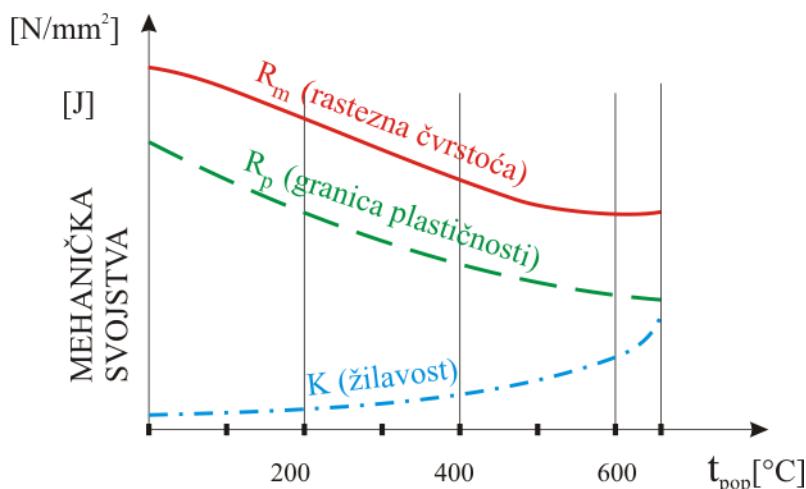
Na slici su posebno ucrtane krivulje grijanja i hlađenja površine *p* i jezgre *j*. Temperatura jezgre kasni za temperaturom površine i kod grijanja i kod hlađenja i to tim više što su dimenzije presjeka izratka veće.

Čelici za poboljšavanje imaju od $0,3 \div 0,6$ % C, ali se smatra optimalnim sadržajem $0,3 \div 0,4$ % C, jer se kaljenjem takva čelika ne dobije tetragonalni martenzit M_T već kubni martenzit M_K . Tako se značajno reduciraju inače opasne mikronapetosti (zaostala naprezanja)!

Kaljenje kao međufaza služi u cilju raspada lamelarnog eutektoida, a naknadnim visokim popuštanjem da se dobije zrnata struktura, tj. fino raspršeni zrnati cementit Fe_3C u žilavoj feritnoj matrici!

Konačni rezultat: Preko martenzita dobiveni su željeni zrnati eutektoidi i to troostit (T) ili sorbit (S). Time je čeliku izrazito porasla žilavost, a tvrdoća i čvrstoća su opale (u odnosu na zakaljeno stanje), što se vidi u dijagramu na *slici 2.18*.

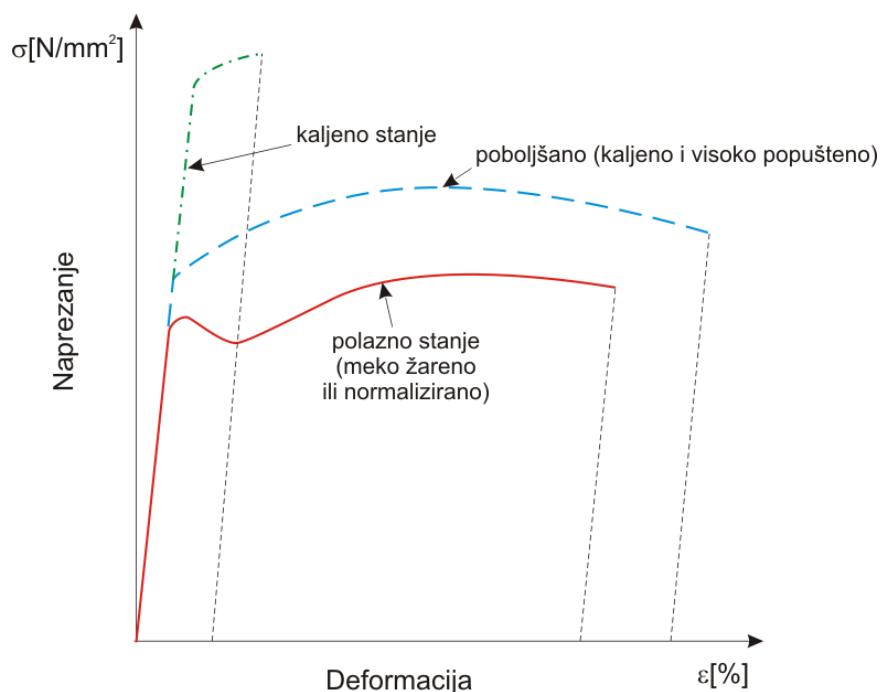
Napomena: Do debljine 10 mm mogu se koristiti ugljični nelegirani čelici, a za veće presjeke legirani čelici zbog izrazito veće prokaljivosti!! Poboljšanu strukturu nakon visokog popuštanja imat će samo onaj dio presjeka koji je prethodnim kaljenjem imao martenzitnu strukturu. Zbog tog je razloga bitna prokaljivost koja je izražena kod legiranih čelika.



Slika 2.18. Dijagram promjene mehaničkih svojstava ovisno o temperaturi popuštanja [1]

Poboljšavanje je postupak koji se najčešće primjenjuje za dinamički opterećene elemente strojeva: osovine, opruge, zupčanike, vijke... Ako ti dijelovi moraju imati tvrdnu površinu otpornu na trošenje, poboljšava se njihova jezgra i to prije postupka otvrdnjavanja površine ili za vrijeme tega postupka. Poboljšavanje alata vrši se samo ako su dinamički opterećeni (alati za kovanje, pneumatski sjekači metala). *Slika 2.18* prikazuje dijagram ovisnosti mehaničkih svojstava o temperaturi popuštanja.

Na *slici 2.19* prikazan je dijagram σ - ϵ istog čelika u različitim toplinskim stanjima. Uočava se da čelik u kaljenom stanju ima visoku granicu popuštanja, ali slabu rastezljivost (pa je stoga i žilavost slaba). Poboljšani čelik ima višu granicu popuštanja i veću elongaciju u odnosu na polazno normalizirano stanje. Velika površina ispod ove krivulje kvalitativno upućuje na znatno povišenje žilavosti u odnosu na polazno stanje.



Slika 2.19. Kvalitativni prikaz dijagrama rastezanja jednog čelika prije pojedine faze postupka poboljšanja i nakon nje [4]

b) IZOTERMIČKO POBOLJŠAVANJE

Provodi se naglim hlađenjem s pravilne temperature austenitizacije t_A u kupki izotermičke temperature t_{IZ} , iznad temperature M_s , uz zadržavanje do potpunog završetka pretvorbe! Cilj je dobiti bajnit (gornji, srednji ili donji), pa su temperature kupke između nosa dijagrama (temperature na kojoj je trajanje inkubacije austenita minimalno $t_i \approx 450^\circ\text{C}$) i temperature M_s :

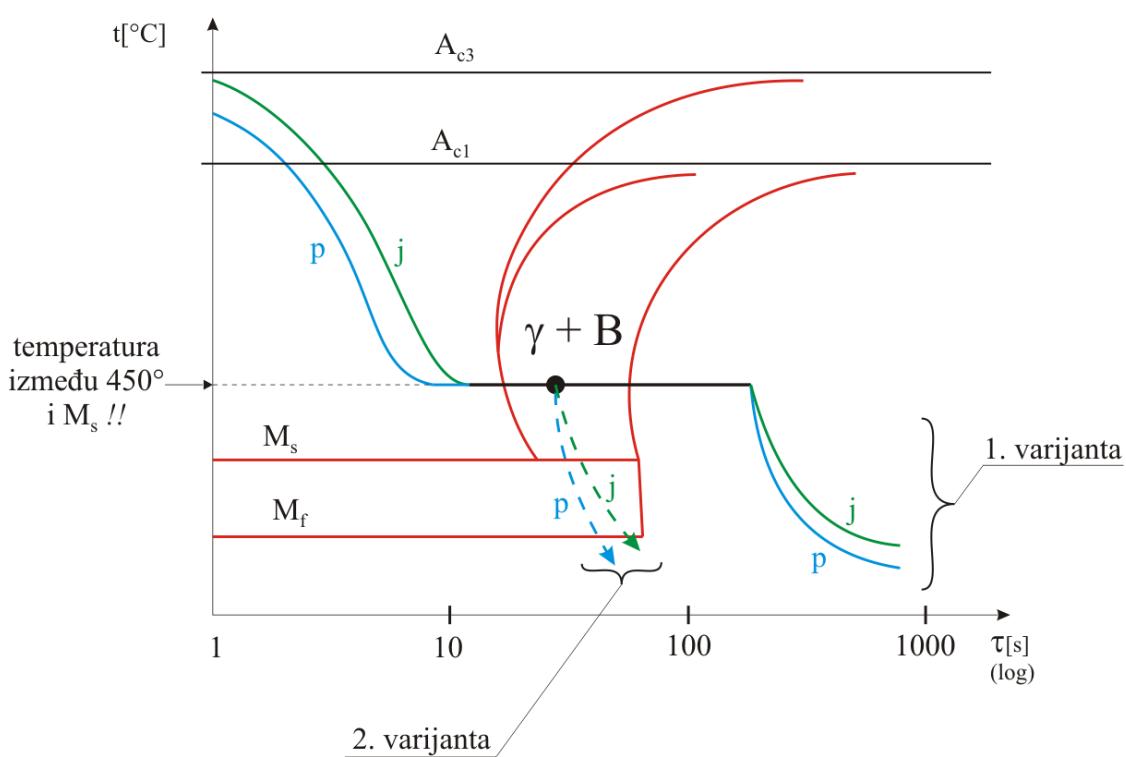
$$t_i > t_{IZ} > M_s.$$

Prednosti ove metode su:

- modifikacija austenita odvija se pri konstantnoj temperaturi istovremeno u svim slojevima što rezultira minimalnim toplinskim naprezanjima;
- dobra žilavost nakon ovakve toplinske obrade (proistječe iz svojstava bajnitne faze).

Nedostatci:

- manja tvrdoća u odnosu na zakaljeni čelik;
- dugo trajanje toplinske obrade (prema TTT-dijagramu) – tim duže što je temperatura izoterma niža – veća tvrdoća bajnita.



Slika 2.20. Prikaz izotermičkog poboljšavanja u TTT-dijagramu [1]

Moguće su dvije varijante izotermičkog kaljenja:

- 1.) varijanta: ovako je dobiven samo bajnit B (gornji, srednji, donji)!! Tvrdoća je manja, ali žilavost je dobra.
- 2.) varijanta: ako se izradak izvadi iz kupke ranije (prije završetka pretvorbe austenita) i ohladi na zraku, rezultat je smjesa bajnita i martenzita ($B+M$) veće tvrdoće.

Ovaj se postupak ne primjenjuje kod plitko kaljivih - ugljičnih čelika za dimenzije izratka > 5 [mm] debljine, jer se u dubljim slojevima ne može postići $v_{hl} > v_{krit}$ što bi u dubljim slojevima dovelo do pojave eutektoidnih i primarne faze.

Patentiranje je samo jedna inačica izotermičkog poboljšavanja. To je postupak poboljšavanja čelične žice za izradu opruga. Austenitizirana žica provlači se kroz olovnu kupku u kojoj se izotermički poboljšava, a nakon toga se hlađe na zraku. Često se nakon postupka toplinske obrade provodi mehanička obrada hladnog gnječenja čime se žica dodatno očvršćuje.

2.1.2.3 Postupci žarenja

To su postupci toplinske obrade kojima se metal vraća u ravnotežno stanje (podeutektoidnom čeliku) vraćaju se ravnotežne faze ferit i perlit $\alpha' + P$) te se tako uspostavlja mehanička ravnoteža, tj. ukidaju se zaostala naprezanja.

To je idealiziran slučaj, što je u praksi nemoguće u potpunosti ostvariti. Potpuna ravnoteža značila bi da svi atomi s granica zrna zauzimaju svoje ravnotežno mjesto među kristalima. Rezultat bi bio nestajanje granica i stvaranje velikog monokristala. Kod podeutektoidnih čelika to bi bio krupni kristal cementita Fe_3C u feritnoj matrici. Jasno, za dobivanje monokristala potrebno je izrazito puno vremena, što je praktički neizvodivo.

Dakle postupcima žarenja zapravo se teži tzv. strukturnoj ravnoteži. To izaziva promjenu mehaničkih svojstava i to: smanjenje čvrstoće, tvrdoće, granice elastičnosti, tj. karakteristika otpornosti materijala. Svojstva deformabilnosti, tj. žilavost, elongacija i kontrakcija se povećavaju.

Postupak žarenja, prikazan na *slici 2.21*, sastoji se od:

- sporog zagrijavanja do određene temperature;
- zadržavanja na toj temperaturi (trajanje ovisi o veličini presjeka izratka) ili osciliranja oko temperature žarenja;
- sporog hlađenja do okolne temperature.

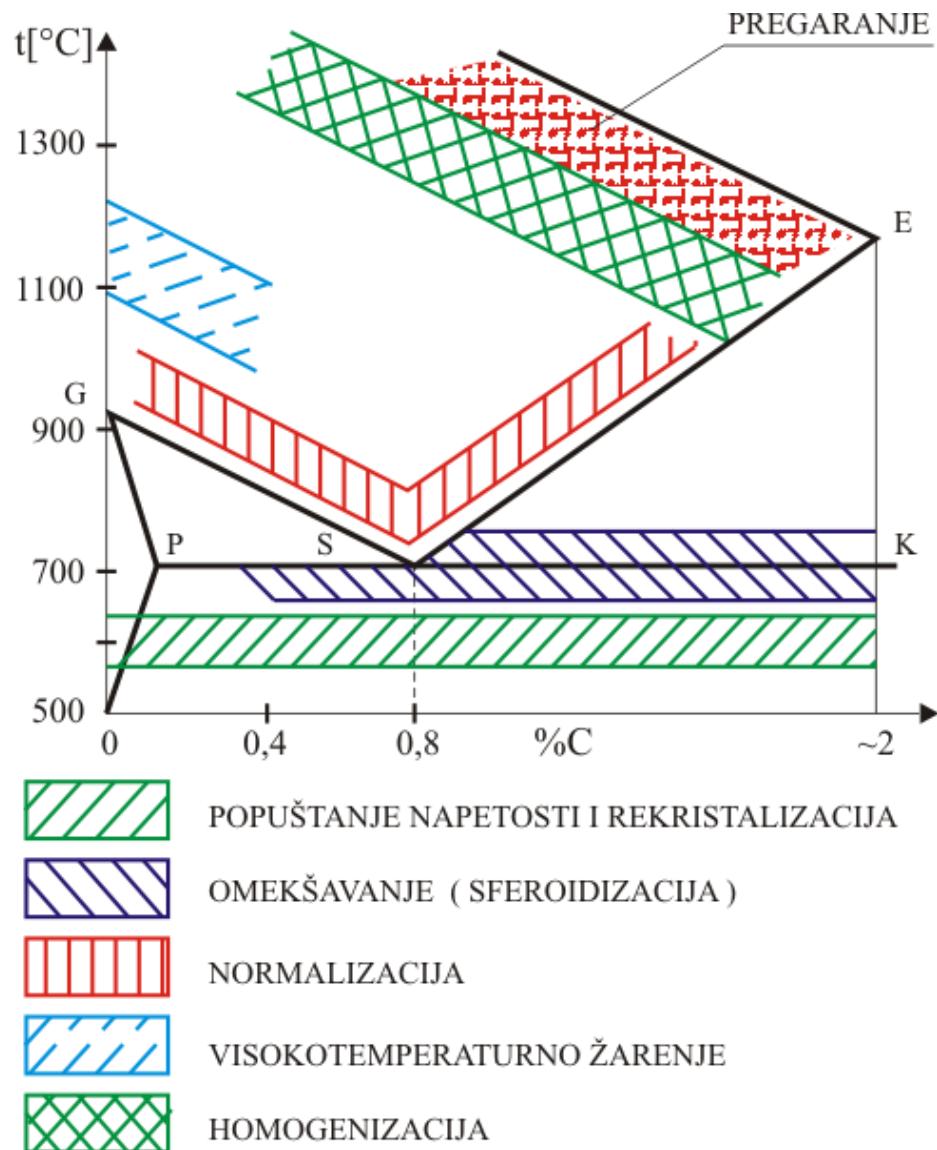


Slika 2.21. Dijagram toplinske obrade žarenja [1]

Brzina hlađenja nakon žarenja mora biti podešena prema svojstvima čelika. Kod legiranih čelika, kod kojih su linije pretvorba u TTT-dijagramu pomaknute udesno prema višim vremenima, hlađenje mora biti izrazito sporo kako se izradak ne bi zakalio.

Postupak žarenja bira se u ovisnosti o početnom stanju (fazama i strukturi). Pri odabiru postupka treba voditi računa o tome da se povećanjem temperature žarenja povećava trošak energije, radnog vremena, opreme, a povećava se i opasnost od oksidacije i razugljičenja površine izratka.

Postupci žarenja čelika i njihova temperaturna područja pregledno su prikazani u okviru Fe-Fe₃C dijagrama prikazanoga na *slici 2.22.*



Slika 2.22. Temperaturna područja žarenja čelika [1]

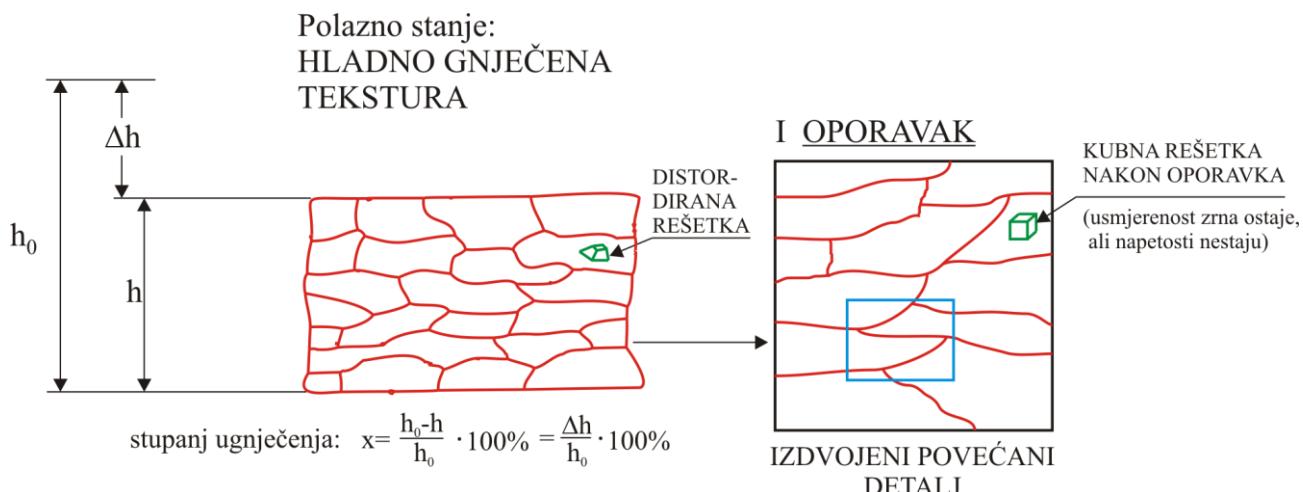
2.1.2.3.1 Rekristalizacija

Cilj postupka rekristalizacijskog žarenja je vratiti hladno ugnječenom metalu sposobnost deformabilnosti, koja je metalu smanjena prethodnim hladnim gnječenjem.

Hladnim gnječenjem metala:

- mijenjaju se njegova mehanička svojstva (povećavaju se svojstva otpornosti materijala);
- vrši se precizno oblikovanje predmeta na konačne dimenzije (npr. valjanje limova ili provlačenje šipki na konačnu mjeru);
- izbjegava se oksidacija površine.

Ako se hladno ugnječeni izradak zagrije na neku nižu temperaturu i zadržava neko vrijeme na toj temperaturi, povećava se pokretljivost iona, te rešetke postaju pravilne, a napetosti nastale hladnim gnječenjem se ukidaju. Isti rezultat dobije se kratkotrajnim zadržavanjem na višim temperaturama. Ta se pojava naziva **oporavak** (*slika 2.23*).



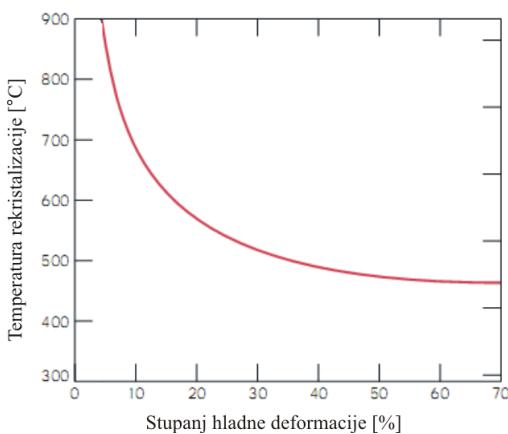
Slika 2.23. Oporavak hladno ugnječenog metala [1]

Što je stupanj ugnječenja "x" veći, veća je unutarnja energija u hladno gnječenom metalu pa je potrebna energija (temperatura) za rekristalizaciju tim manja (*slika 2.24*)!

Zagrijavanjem na nešto više temperature u krutom metalu nastaju **klice rekristalizacije**, oko kojih kristali dalje rastu. Klice rekristalizacije nastaju na mjestima najveće unutarnje energije (mesta najveće deformacije).

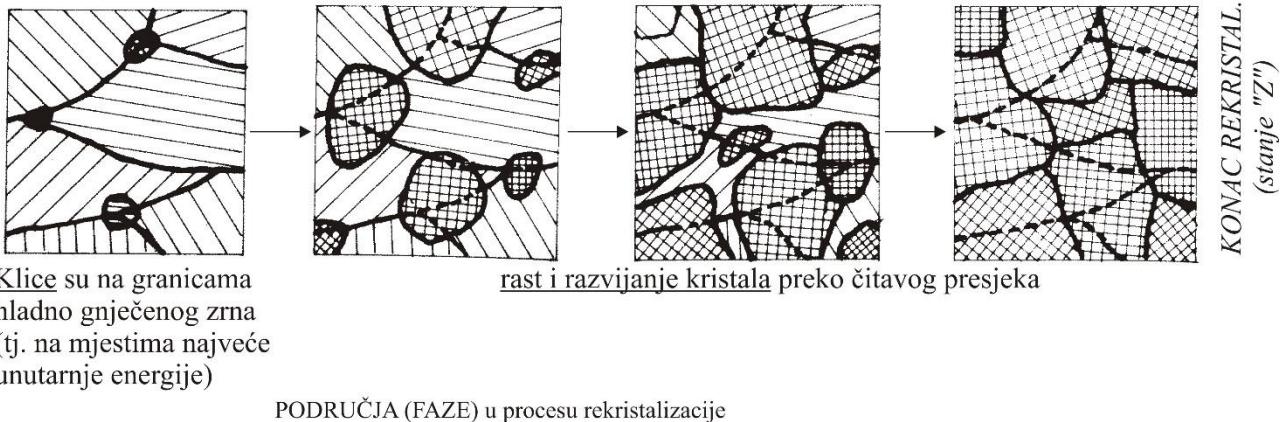
Slika 2.25 prikazuje shematski tijek procesa rekristalizacije. Detalj na slici jest uvećano područje desnog dijela *2.23*.

Slika 2.26 a), b), c) i d) prikazuju metalografske slike različitih faza rekristalizacije.



Slika 2.24. Utjecaj prethodne hladne deformacije na temperaturu rekristalizacije [19]

II TIJEK PROCESA REKRISTALIZACIJE (DETALJ)



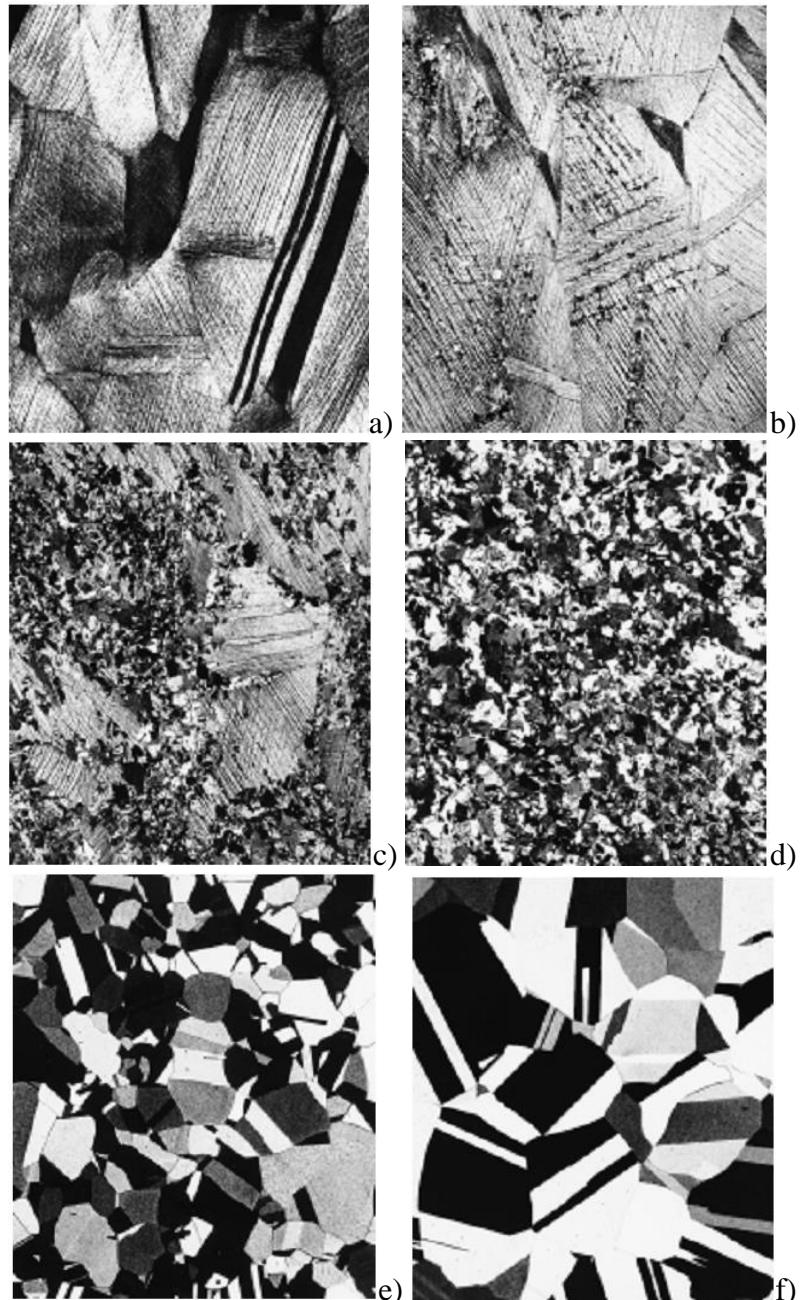
Slika 2.25. Tijek procesa rekristalizacije – shematski [1]

Slika 2.26. Mikrostruktura napretka rekristalizacije [19]:

- Hladno deformirana struktura
- Pojava klica rekristalizacije (početni stupanj) nakon zagrijavanja 3 sata na 580°C
- Djelomično rekristalizirana struktura nakon zagrijavanja 4 sata na 580°C
- Potpuno rekristalizirana struktura nakon zagrijavanja 8 sati na 580°C

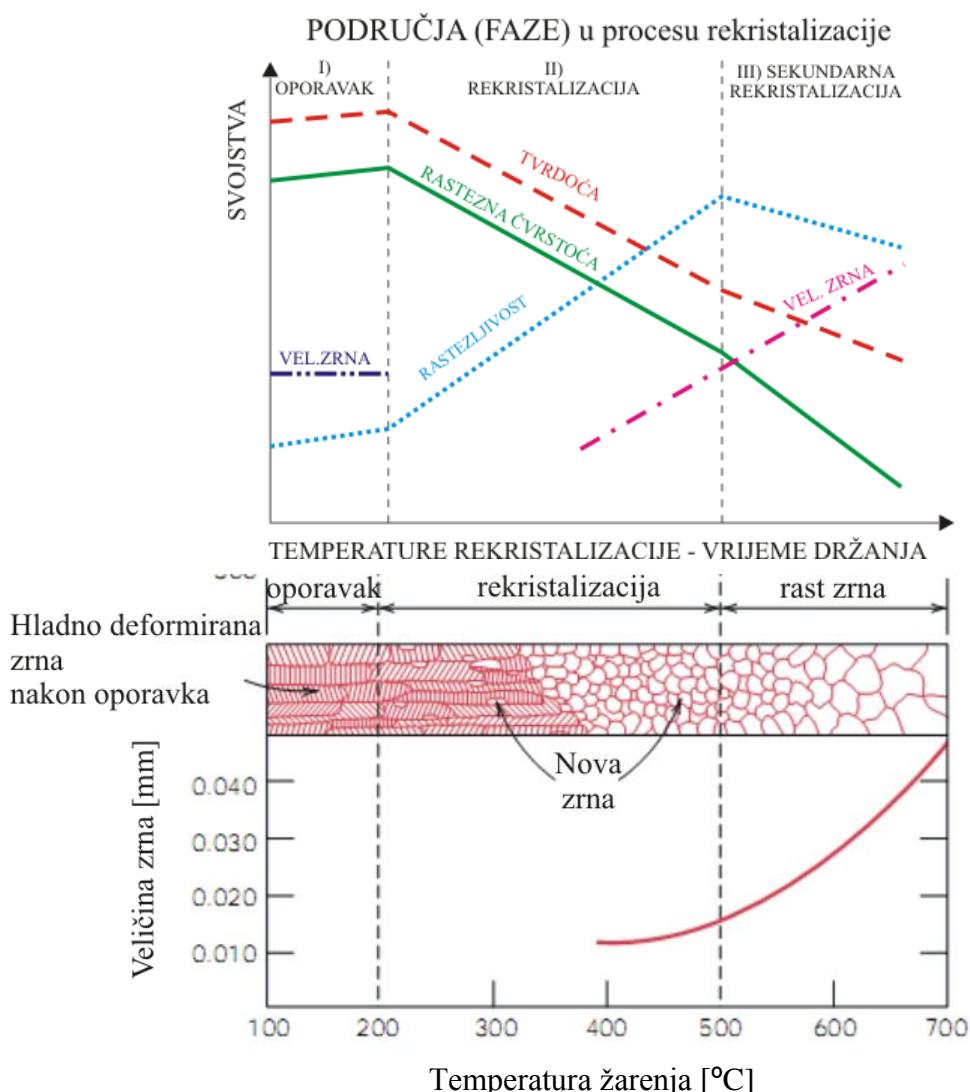
Sekundarna rekristalizacija:

- Sekundarna rekristalizacija - porast zrna nakon zagrijavanja 15 minuta na 650°C
- Sekundarna rekristalizacija - porast zrna nakon zagrijavanja 10 minuta na 700°C



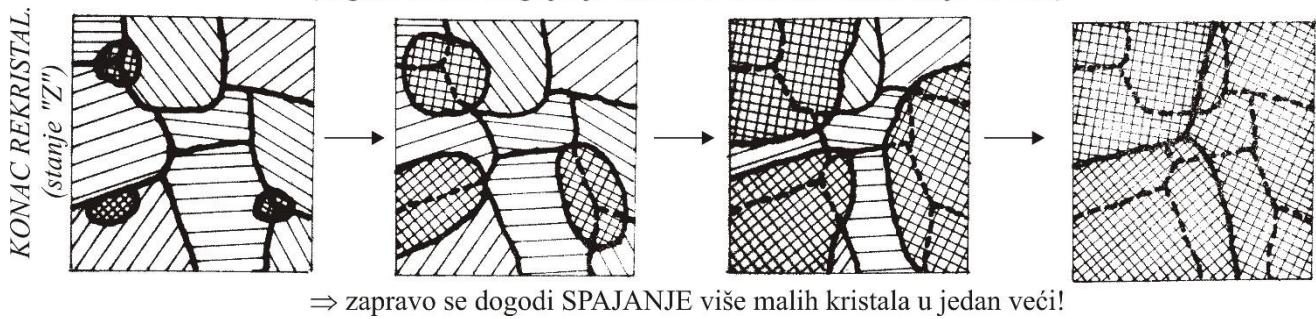
Utjecaj vremena zadržavanja na temperaturi rekristalizacije na mehanička svojstva i strukturu prikazan je kvalitativno na *slici 2.27*. U području **oporavka** nema bitnih promjena mehaničkih svojstava. U području **rekristalizacije** dolazi do naglog pada svojstava otpornosti materijala (tvrdoće i čvrstoće), ali i do porasta svojstava deformabilnosti (rastezljivosti). Područje **sekundarne rekristalizacije**, do koje dolazi produženim zadržavanjem na temperaturi rekristalizacije, obilježeno je padom svojstava otpornosti i deformabilnosti, što je posljedica rasta zrna (koagulacijom se više manjih zrna međusobno spajaju u veća), vidi *sliku 2.26 e), f)* i *2.28*. Početno stanje sekundarne rekristalizacije odgovara stanju na kraju procesa rekristalizacije. To područje nazivamo i **područje pregrijanosti**. U području pregrijanosti uočavamo nagli porast veličine zrna što se direktno odražava na pad tvrdoće, čvrstoće, rastezljivosti i žilavosti metala.

Toplinska obrada rekristalizacije može se obaviti zadržavanjem čeličnih izradaka kraće vrijeme na višim temperaturama ili duže vrijeme na nižim temperaturama.



Slika 2.27. Promjena mehaničkih svojstava i strukture ovisno o trajanju zadržavanja na temperaturi rekristalizacije [11]

III PROCES SEKUNDARNE REKRISTALIZACIJE → rast zrna → pregrijanost
(dogada se ako se grijanje nakon završene rekristalizacije nastavi)



Slika 2.28. Sekundarna rekristalizacija [1]

Rekristalizacijom se postiže:

- a) sposobnost metala za daljnje gnječenje;
- b) podešavanje konačnih mehaničkih svojstava metala.

Kako bi se izbjegla suvišna i nepoželjna krupnozrnatost, pravilnom temperaturom rekristalizacije smatra se općenito:

$$T_r \cong 0,4 \cdot T [{}^\circ K]$$

gdje je $T [{}^\circ K]$ = temperatura tališta dotičnog metala!

2.1.2.3.2 Normalizacija

Normalizacijsko žarenje poduzima se samo kod čelika i čeličnog lijeva (ne vrijedi za druge legure) i to u cilju postizanja normalnih faza:

1. po vrsti:

Prethodnim toplinskim tretmanom (bilo slučajnim ili namjernim) čelik može sadržavati martenzit M , austenit A , bajnit B , koji se postupkom normalizacije transformiraju u ferit α , perlit P i cementit Fe_3C !

2. po veličini:

Ako se struktura već sastoji iz normalnih faza (ferita α , perlita P i cementita Fe_3C), ali suviše krupnih zbog prethodnog dugog zadržavanja na visokim temperaturama (npr. kod obrade lijevanja, zavarivanja, kovanja, valjanja i sl.), a zatim i sporog hlađenja do sobne temperature, poduzima se naknadna normalizacija radi postizanja normalne veličine zrna.

Veličina zrna ima veliki utjecaj na mehanička svojstva i na toplinsku obradu. Standardima je određen broj veličine zrna (npr. 8 stupnjeva veličine zrna po ASTM-standardu za čelike, *slika 2.32 i 2.33*).

Veličina zrna po ASTM-standardu može se odrediti s pomoću metalografske slike iz jednadžbe kako slijedi (2.29):

$$N_A = \frac{M^2}{5000} \left(n_1 + \frac{n_2}{2} \right) \quad G = (3,322 \cdot \log N_A) - 2,95$$

gdje je: N_A = broj zrna po mm^2

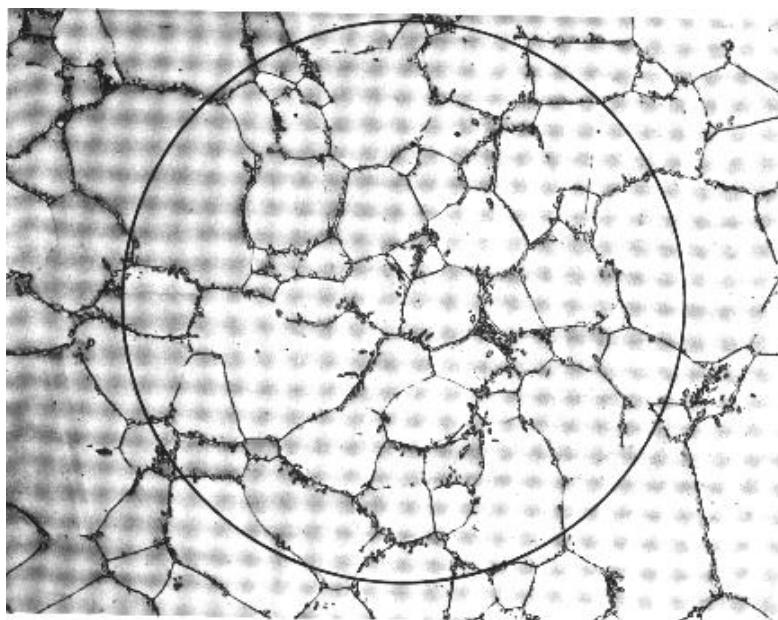
M = povećanje metalografske fotografije

n_1 = broj zrna unutar obilježenog područja na fotografiji

n_2 = broj zrna koja su presječena linijom koja obilježava područje na fotografiji

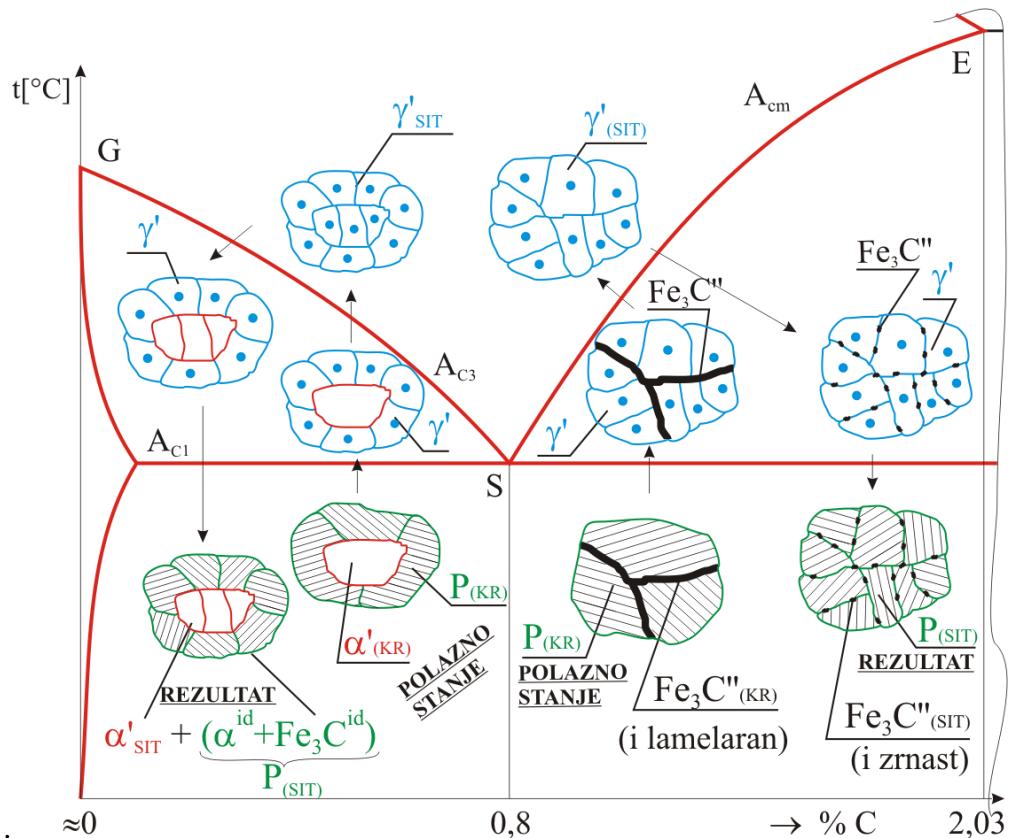
G = veličina zrna prema ASTM-standardu.

Napomena: Formule vrijede za područje omeđeno kružnicom promjera $d = 79,8$ mm pri povećanju 100x.



Slika 2.29. Uvećanje 100x, promjer kružnice $d = 79,8$ mm, površina 5000 mm^2 . Veličina zrna prema ASTM-standardu je 3,89 [5]

Strukturne pretvorbe kod podeutektoidnih i nadeutektoidnih čelika prilikom normalizacije prikazane su u dijagramu na slici 2.30.



Slika 2.30. Strukturne pretvorbe prilikom normalizacije [1]

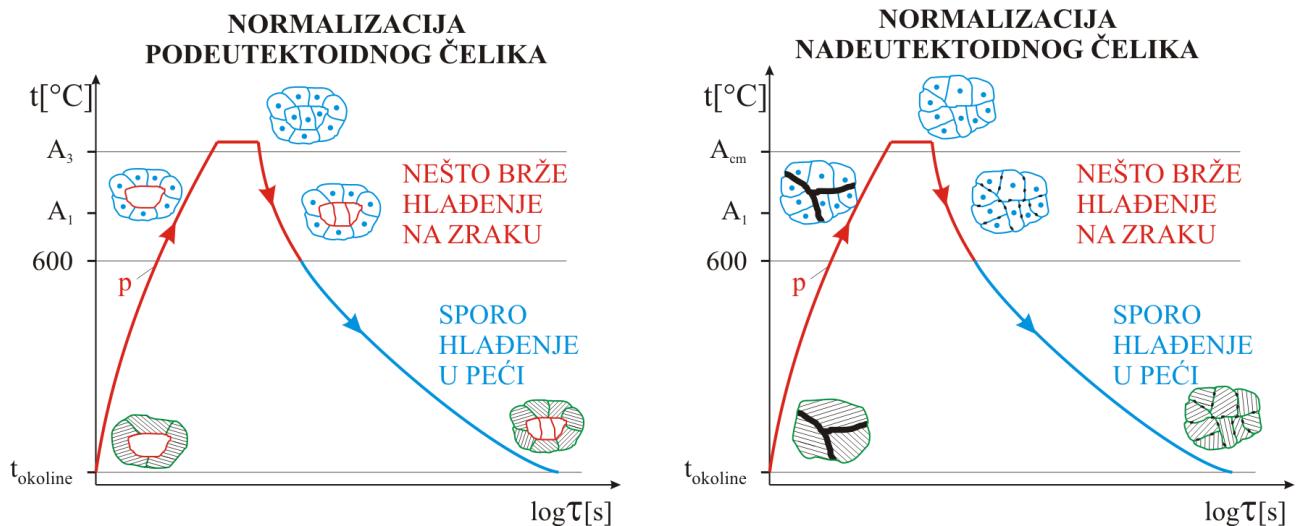
Od ugljičnih čelika najveću sklonost povećanju zrna imaju eutektoidni čelici zagrijani u austenitno područje. Ta je sklonost kod neeutektoidnih čelika manja jer pretvorbom u austenit ostane još nepretvorene neeutektoidne faze (ferita kod podeutektoidnih, a sekundarnog cementita kod nadeutektoidnih čelika) koja ometa koagulaciju austenitnih kristalnih zrna. Kod legiranih čelika povoljan utjecaj na sprječavanje porasta zrna imaju fino raspršeni karbidi i intermetalni spojevi legirnih elemenata.

Sam postupak toplinske obrade normalizacije (*slika 2.31*) obavlja se zagrijavanjem nešto iznad A_3 temperature za podeutektoidne, odnosno iznad A_{cm} za nadeutektoidne čelike (*slika 2.22*), zadržavanjem toliko dugo dok se ne izvrši potpuna austenitizacija, a zatim nešto bržeg hlađenja, npr. na zraku do 600°C , kako bi se izbjegao porast zrna. Nakon toga hlađenje se nastavlja polagano u peći do sobne temperature kako bi se toplinske napetosti smanjile na minimalnu mjeru (naročito važno za izratke promjenjivih poprečnih presjeka kod kojih je brzina hlađenja različita pa je i njihovo toplinsko stezanje nejednoliko).

Kod nadeutektoidnih čelika brže hlađenje do 600°C na zraku sprječava izlučivanje sekundarnog cementita u obliku ovojnica oko austenitnih zrna (nepovoljna struktura), te on ostaje u izoliranim područjima.

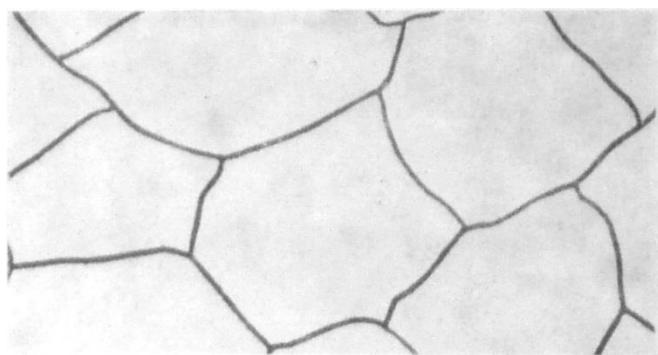
Za razliku od rekristalizacije koja se vršila samo nakon hladnog gnječenja ispod modifikacijske A_I temperature u cilju ukidanja usmjerene strukture, kod normalizacije traženi učinak usitnjavanja zrna postiže se upravo zagrijavanjem iznad modifikacijskih temperatura.

Ako postupak normalizacije ima za cilj pretvorbu neravnotežnih faza martenzita ili bajnita, tim se postupkom vrši omešavanje čelika.

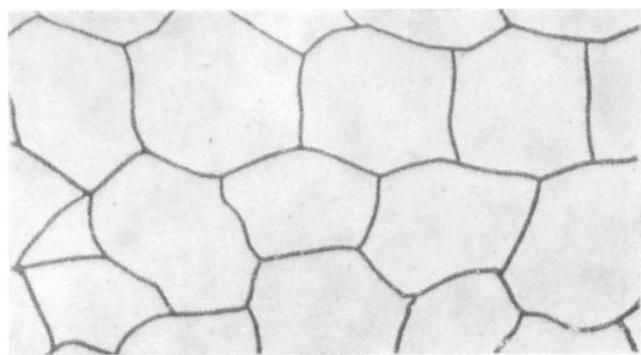


Slika 2.31. Postupak toplinske obrade normalizacije [1]

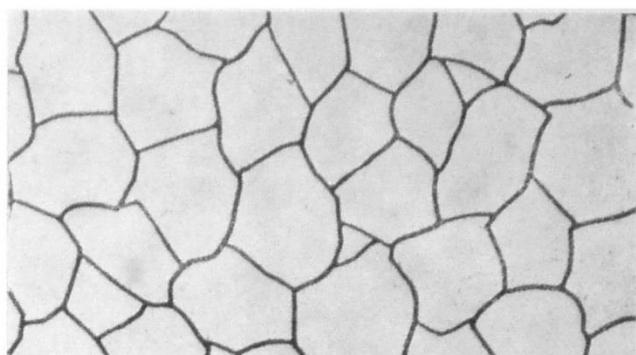
Veličina zrna po ASTM-u može se odrediti uspoređivanjem mikrosnimka istovjetnog uvećanja s usporednim nizovima za određivanje veličine zrna koji se mogu pronaći u literaturi (*slika 2.32*) ili primjenom okulara za mikroskop s ucrtanim usporednim nizovima (*slika 2.33*).



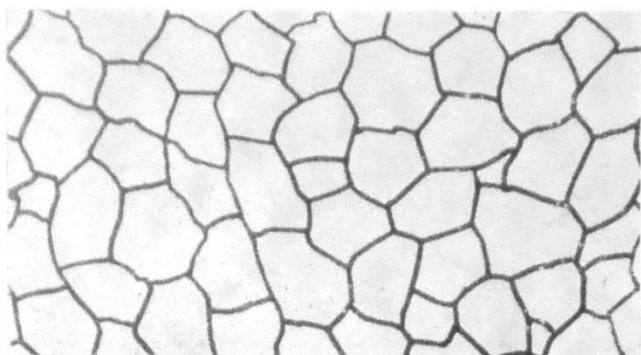
Veličina zrna No 1



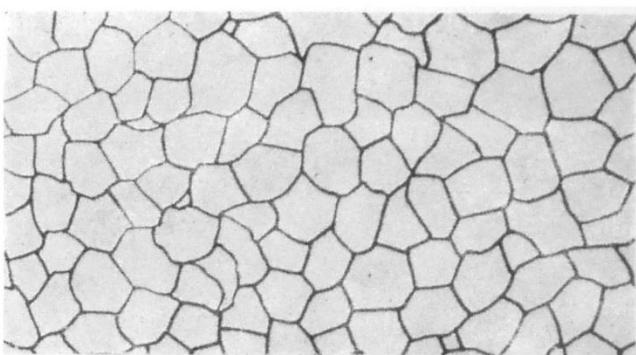
Veličina zrna No 2



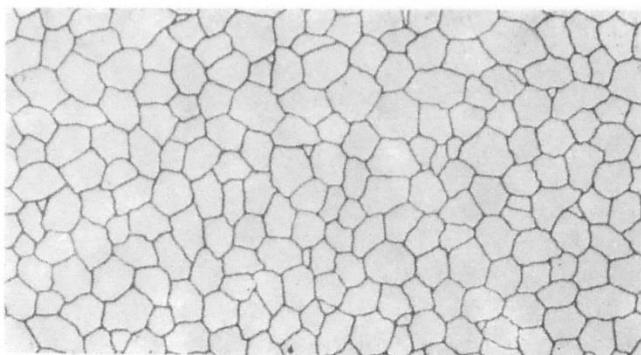
Veličina zrna No 3



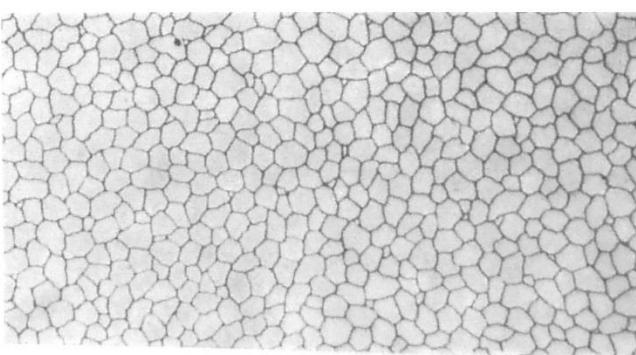
Veličina zrna No 4



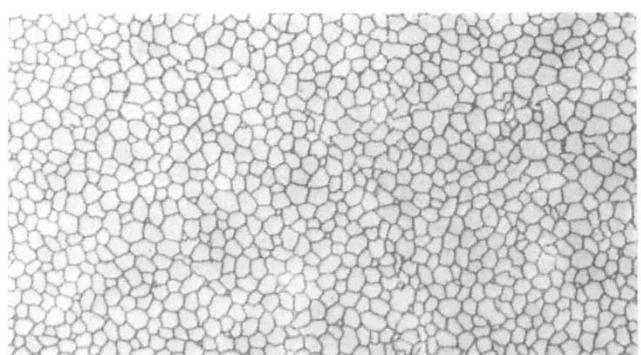
Veličina zrna No 5



Veličina zrna No 6

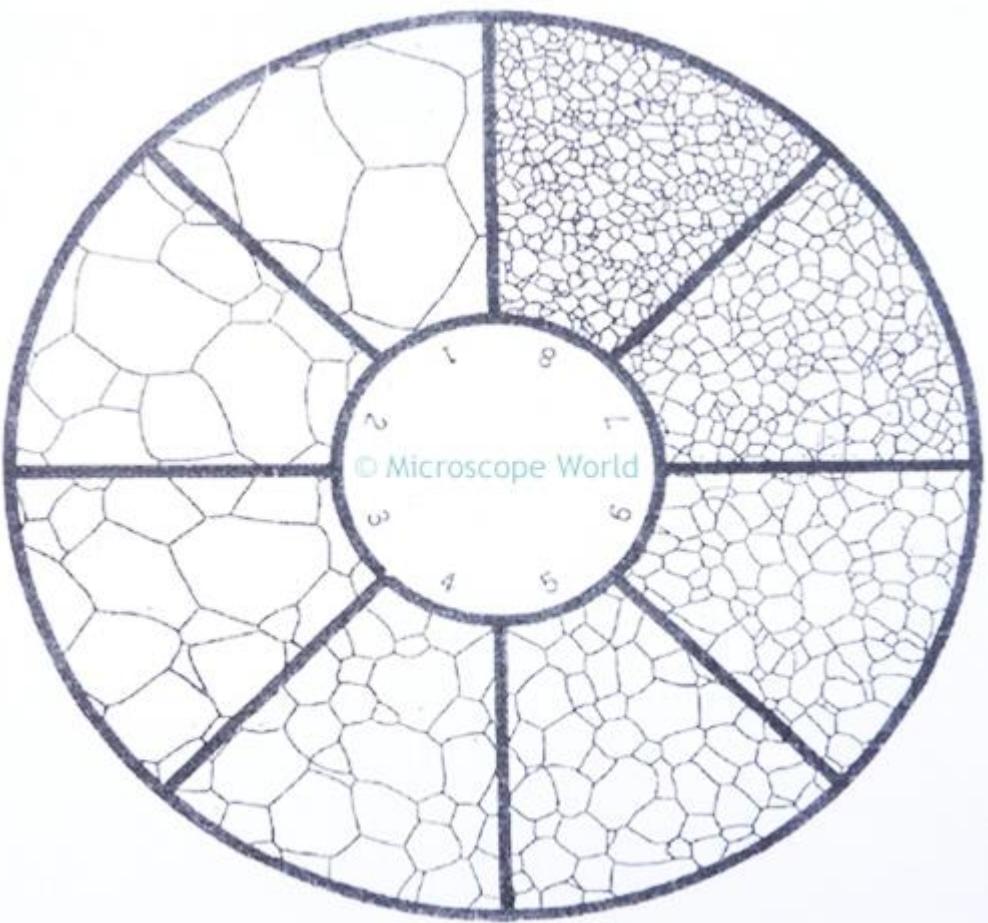


Veličina zrna No 7



Veličina zrna No 8

Slika 2.32. Usporedni nizovi za određivanje veličine zrna po ASTM-u [12]
(vrijede za mikroskopsko povećanje 100:1)



Slika 2.33. Usporedni nizovi za određivanje dužine grafitnih lamela po ASTM-u (vrijede za mikroskopsko povećanje 100:1) [12]

2.1.2.3.3 Omekšavajuće žarenje ili sferoidizacija

Provodi se radi omogućavanja lakše obrade čelika (prvenstveno rezanjem i deformiranjem). Ovim postupkom se, kod čelika s normalnim fazama po vrsti, obliku i veličini, vrši pretvorba lamenarnog cementita (eutektoidni Fe_3C^{id} ili sekundarni Fe_3C'') u kuglasti! Postupak sferoidizacijskog žarenja provodi se u tri faze (*slika 2.34*):

- sporo zagrijavanje čelika do temperature žarenja (podeutektoidnog do ispod A_{c1} , a nadutektoidnog osciliranjem oko A_{c1});
- duže zadržavanje 6÷24 h na temperaturi žarenja (na tim temperaturama lamele cementita Fe^3C^{id} , odnosno ljske Fe_3C'' teže prelasku u kuglasti oblik – oblik minimalne sadržane energije za tu temperaturu);
- naknadno vrlo sporo hlađenje u peći s ciljem minimiziranja zaostalih naprezanja.

Fizikalna osnova procesa sferoidizacije objašnjava se djelovanjem površinskih napetosti u smislu nastajanja kuglastih oblika (oblik kugle ima najmanju površinu – najmanju površinsku energiju za dani volumen kristalnog zrna). Djelovanjem površinske napetosti lamele postaju sve kraće i deblje tako da na kraju postupka prelaze u približno kuglasti oblik. Konačna struktura su kuglice cementita u feritnoj matrici. Tim se postupkom dobiva najmekše stanje čelika i najlakša obradivost rezanjem ili deformiranjem.

Ovaj postupak se primjenjuje za čelike s više od 0,5 % ugljika ($C > 0,5 \%$), a naročito za legirane čelike s mnogo karbida.

Čelici s $C < 0,5 \%$ sami su po sebi dovoljno mekani, pa se kod njih ovaj postupak ne primjenjuje! Ako bismo niskougljične čelike meko žarili, oni bi dobili previše meku strukturu koja bi se za vrijeme obrade rezanjem lijepila na oštricu alata i time otežavala obradu. Dakle, omekšavajuće žarenje poduzima se kada je čelik s ravnotežnim fazama po vrsti, obliku i veličini još uvijek previše tvrd za obradu (npr. legirani čelici s većim sadržajem ugljika – za ležajeve, alate...).

Ovaj se postupak u praksi često naziva i **meko žarenje**.



Slika 2.34. Omekšavajuće žarenje – dijagram toplinske obrade za podeutektoidni i nadeutektoidni čelik [1]

2.1.2.3.4 Žarenje za popuštanje napetosti

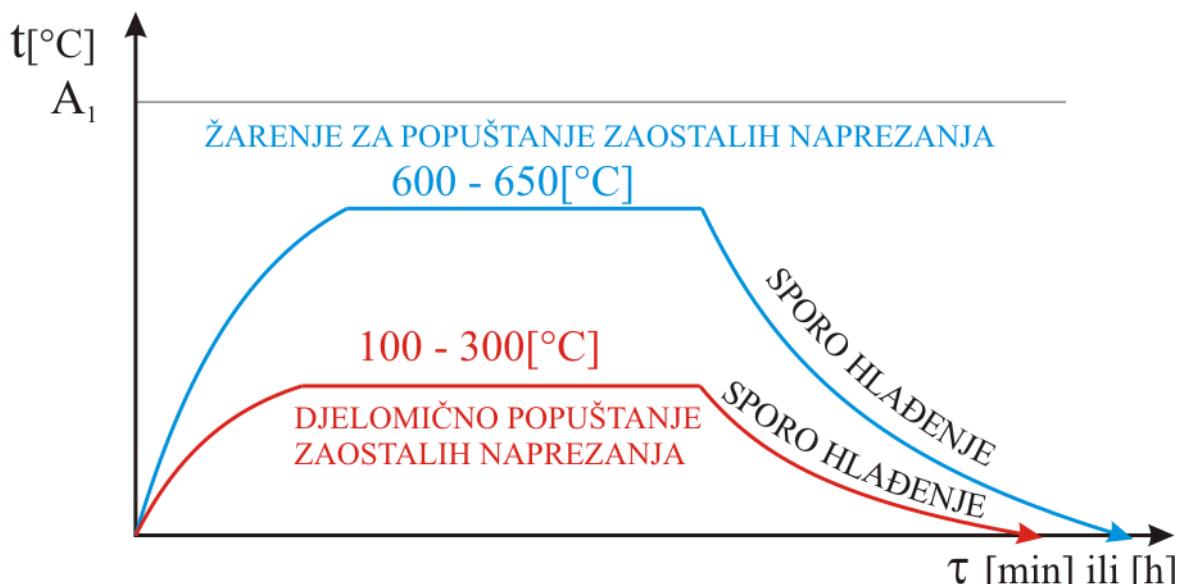
Izvodi se ako su u metalu zaostale unutarnje napetosti (zaostala naprezanja), koje su posljedica operacija hladnog gnječenja ili toplinskog djelovanja (npr. zavarivanja, lijevanja, kovanja, kaljenja).

Ova se zaostala naprezanja superponiraju (zbrajaju) u eksploataciji s vanjskim opterećenjem izazvanim naprezanjima, pa brže dolazi do loma.

Ako se obrada izvodi rezanjem dugih, šipkastih hladno gnječenih predmeta, može doći do njihova krivljenja, ako je obrada nesimetrična. Razlog ove deformacije leži u neravnomjernom rasporedu zaostalih naprezanja po slojevima pa nesimetričnim skidanjem jednog sloja (npr. kopanje utora za klin na osovini) zaostala naprezanja s jedne strane šipkastog predmeta postaju veća što dovodi do deformacije izratka.

Postupak obrade zavarivanjem također dovodi do zaostalih naprezanja zbog lokalnog zagrijavanja metala. Prigodom hlađenja dolazi do lokalnog stezanja samog zavara i zagrijane zone uz zavar što rezultira zaostalim vlačnim naprezanjima.

Žarenje za popuštanje napetosti kod čelika se provodi zagrijavanjem u područje plastičnosti, tj. na temperaturu $600 \div 650^{\circ}\text{C}$ gdje napetosti isčeznu. Zatim se izradak polagano hlađi do sobne temperature tako da temperatura u svim slojevima bude približno ista (slika 2.35).



Slika 2.35. Žarenje za popuštanje napetosti – dijagram toplinske obrade [1]

Ako se ne želi poništiti efekt očvršćivanja nastalim prethodnim hladnim gnječenjem, žarenje se izvodi ispod temperature rekristalizacije.

Ako je čelik prethodno zakaljen, možemo izvršiti djelomično popuštanje zaostalih naprezanja na temperaturi $100 \div 300^{\circ}\text{C}$ što neće bitno umanjiti njegovu tvrdoću.

Kontrolni i mjerni alati popuštaju se na temperaturi 150°C kako bi se postigla stabilnost dimenzija.

Zaostala naprezanja su štetna i u pogledu korozije. U korozivnom mediju brže propadaju dijelovi u kojima su veća zaostala naprezanja.

2.1.2.3.5 Visokotemperaturno žarenje

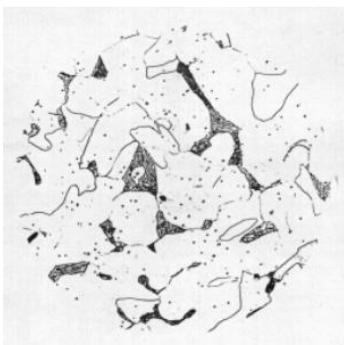
Zove se još "visoko žarenje" ili "žarenje za grubo zrno". Svrha ove toplinske obrade je pogoršanje mehaničkih svojstava, prvenstveno žilavosti i rastezljivosti čelika. Naime, niskougljični čelici, zbog svoje visoke žilavosti i rastezljivosti, stvaraju određene probleme pri obradi odvajanjem čestica. Velik dio topline, razvijen plastičnom deformacijom kod procesa rezanja, odvodi odvojena čestica. Nastaje trakasta čestica (kod žilavih i rastezljivih materijala, *slika 2.36*) koja zbog tjesnog dodira s prednjom plohom oštice predaje alatu velik dio topline. Dodatna toplina nastaje i zbog trenja koje se javlja između čestice i alata. Pretjerano zagrijavanje izaziva brže trošenje alata i češće zastoje u proizvodnji. Kako bi se izbjegla ta pojava, izvodi se visokotemperaturno žarenje s ciljem stvaranja kratke čestice kod inače žilavih čelika ($s\ C < 0,5\ %$). Grijanjem visoko u austenitno γ područje nastaje koagulacija (objedinjavanje) zrna austenita A, pa se nakon hlađenja na sobnoj temperaturi struktura sastoji od većih kristala ferita i perlita, što rezultira slabijom žilavosti i rastezljivosti (*slika 2.37a* prikazuje metalografsku sliku visoko temperaturno žarenog niskougljičnog čelika Č1221). Stoga se odvojena čestica pri nastajanju i savijanju u procesu rezanja lomi odvodeći toplinu razvijenu procesom rezanja. To je važno ako se čelik kani obraditi na automatskim alatnim strojevima (tzv. automatima).

Ako je potrebno, izgubljena svojstva nakon obrade mogu se vratiti usitnjavanjem zrna primjenjujući toplinsku obradu normalizacije (*slika 2.37b*).



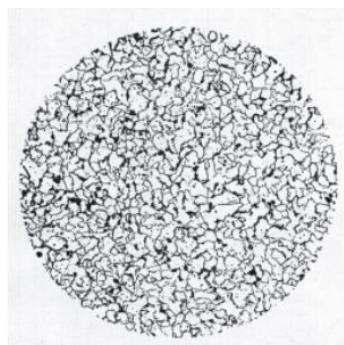
Slika 2.36. Trakasta odvojena čestica kod žilavih i rastezljivih materijala [13]

a) visokotemperaturno žarena struktura



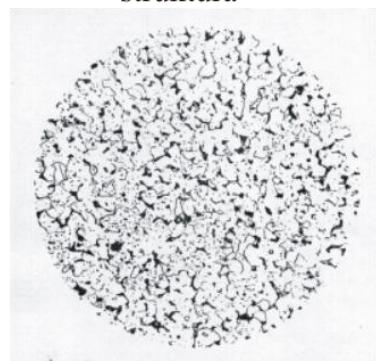
povećanje 250x!

b) normalizirana struktura



povećanje 250x!

c) vruće valjana struktura



povećanje 250x!

Slika 2.37. Metalografske slike čelika Č.1221 u različitim stanjima nakon toplinske obrade (povećanje 250x) [2]

2.1.2.3.6 Homogenizacijsko žarenje

Posljedica mikrorazlučivanja (nastajanje slojastih dendrita) kod legura su mješanci koji po slojevima imaju različite koncentracije. Tako prilikom nastajanja austenita (γ) iz taline u čeliku može doći do mikrorazlučivanja ugljika C u pojedinim slojevima γ kristala što se odražava na početak i završetak martenzitne pretvorbe po slojevima. Slojevi bogatiji ugljikom imat će više zaostalog austenita nakon kaljenja, a oni siromašniji imat će martenzit manje tvrdoće. Pojava mikrorazlučivanja događa se i kod legiranih čelika. Kako se sadržaj ugljika razlikuje po slojevima, tako se i sadržaj legirnih elemenata razlikuje od sloja do sloja. Praktički svakom sloju odgovara drugi TTT-dijagram.

U cilju uklanjanja posljedica mikrorazlučivanja provodi se postupak homogenizacijskog žarenja. Da bismo osigurali što potpuniju difuziju, zagrijavanje mora biti visoko u austenitnom području kako bi pokretljivost atoma bila što veća. Temperatura zagrijavanja ne smije biti iznad temperature taljenja faze najnižeg tališta (granice zrna). Područje temperatura homogenizacijskog žarenja prikazano je u dijagramu na *slici 2.22*.

Ako homogenizaciju obavljamo u komornim pećima bez zaštitne atmosfere i pretjeramo s temperaturom homogenizacije, dolazi do taljenja i intenzivne oksidacije po granicama zrna što naglo i nepovratno oslabljuje vezu među kristalima. Ta se pojava naziva **pregaranje čelika**. Područje pregaranja čelika također je označeno u dijagramu na *slici 2.22*. Iz ovog razloga temperaturu homogenizacije odabiremo na nešto nižim vrijednostima od teorijske temperature tališta. Što je mikrorazlučivanje izraženije, to će temperatura homogenizacije biti niža.

Kao posljedica homogenizacijskog žarenja dolazi do znatnog porasta kristalnog zrna i gubitka žilavosti i rastezljivosti. Takvo stanje nazivamo **pregrijanost čelika**.

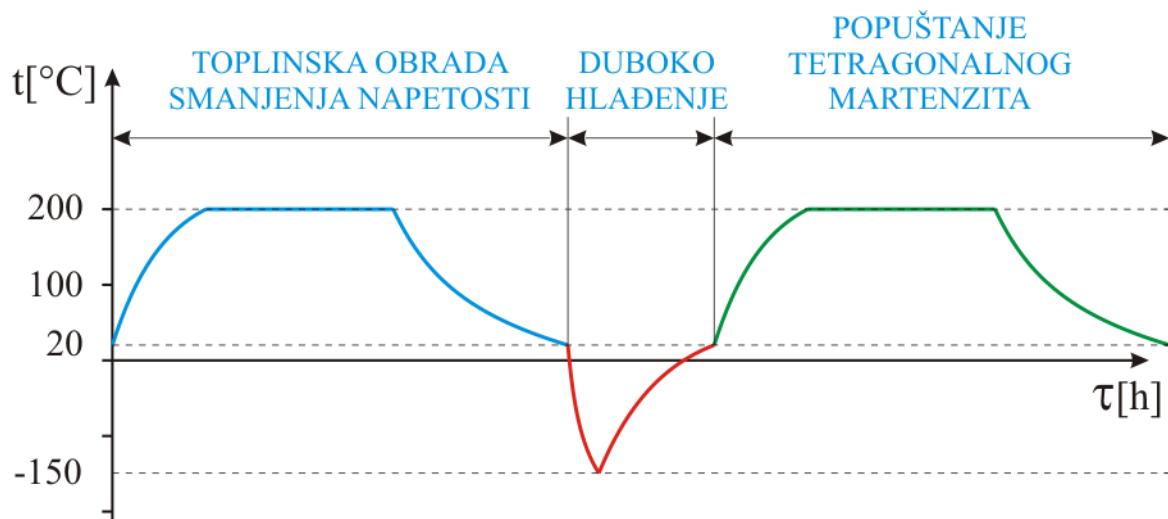
Nakon homogenizacije najčešće se poduzima toplinska obrada normalizacije (*slika 2.37b*) ili vrućeg valjanja čelika (*slika 2.37c*) kako bismo usitnili zrno.

2.1.2.3.7 Prirodno i umjetno starenje

Prirodno starenje je pojava promjene svojstava metala pri sobnoj temperaturi. Odvija se jako usporenom difuzijom. Izazvano je neravnotežnim stanjem u metalu. Pojava je izraženija ako je konstrukcija u eksploataciji izložena promjenjivim naprezanjima i povišenoj temperaturi (povećava se sposobnost difuzije atoma).

Starenjem konstrukcijskih čelika (ako čelik sadrži rastvorene nečistoće) dolazi u duljem vremenskom periodu do znatnog smanjenja svojstava žilavosti i rastezljivosti (uvjetovani izlučivanjem nečistoća iz feritne rešetke u obliku tvrdih i krhkih nitrida i karbida). Pojava je izražena tim više što su temperature u eksploataciji veće (ventili motora, lopatice plinskih i parnih turbina, lim za kotlove...). Kako bismo unaprijed definirali konačna svojstva materijala, poduzimamo umjetno starenje konstrukcije. **Umjetno starenje** je postupak toplinske obrade koji poduzimamo s ciljem da materijalu damo konačna svojstva prije njegove eksploatacije. Čelik se obično zagrije na temperaturu eksploatacije što ubrzava difuziju i izaziva izlučivanje nečistoća. Nakon toga vrši se provjera mehaničkih svojstava.

Umjetno starenje poduzima se i kod alatnih čelika. Ti čelici (visok sadržaj ugljika) koriste se u zakaljenom stanju. Fazni sastav im je martenzit i zaostali austenit. S vremenom u eksploataciji dolazi do pojave popuštanja (smanjuje se tvrdoća – mijenja se volumen, vidi *sliku 2.14*). Ovo je jako nepovoljno kod mjernih i preciznih alata. Da bi se izbjegle opisane promjene, poduzima se umjetno starenje na 200°C. Ako je sadržaj ostatnog austenita velik, potrebno je dodatno izvršiti duboko hlađenje (transformacija ostatnog austenita u tetragonalni martenzit) uz naknadno popuštanje na 200°C (transformacija tetragonalnog u kubni martenzit). Postupak toplinske obrade visokougljičnih čelika za mjerne alate prikazan je u dijagramu na *slici 2.38*.



Slika 2.38. Toplinska obrada visokougljičnog čelika za mjerne alate [1]

U praksi se u tehničkoj dokumentaciji obično ne navodi naziv postupka žarenja, već se daje dijagram s temperaturom i trajanjem s ponekom napomenom, npr.: osciliranju oko neke temperature, bržem ili sporijem hlađenju do neke temperature ili ispod nje i sl. Tako se implicitno može dogoditi da jednim postupkom žarenja zapravo obuhvatimo više njih po prethodnoj sistematizaciji. Tako npr. normalizacija implicitno uključuje i rekristalizaciju (ako je bilo hladno gnječeno) i popuštanje napetosti, ako se s temperature plastičnosti polako ohladi do sobne temperature, i omekšavajuće žarenje, ako je npr. poboljšani čelik bio hladno gnječen, i tome slično.

2.2 POSTUPCI POVRŠINSKIH TOPLINSKIH OBRADA

Brojni elementi strojeva (a posebno alati) izrazito su dinamički opterećeni - po čitavom presjeku, a od same površine još se zahtijeva otpornost trošenju. Tome često ne može udovoljiti homogeni čelik, koji bi istodobno morao biti tvrd, tj. kaljen i žilav, tj. žaren; ili bi morao biti istodobno visokougljični (da se kaljenjem postigne tvrdoća) i niskougljični (da element bude žilav) - ti se zahtjevi međusobno isključuju.

Dakle, čelik homogenog kemijskog sastava ne može udovoljiti ovim zahtjevima jer se traži istovremeno:

- s gledišta toplinske obrade - kaljena i žarena struktura,
- s gledišta kemijskog sastava - visokougljični i niskougljični čelik.

Iz dosadašnjih izlaganja nameće se rješenje upotrebom čelika ograničene prokaljivosti. Takvi čelici nakon kaljenja daju tvrdi površinski sloj i žilavu jezgru. Iako na prvi pogled logično rješenje, ovaj postupak se rijetko primjenjuje:

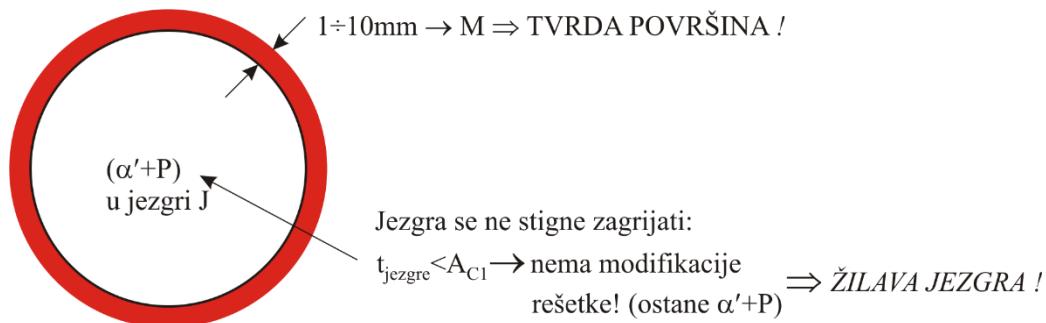
- zbog velike ovisnosti debljine sloja o obliku predmeta (površinama poprečnog presjeka);
- zbog nemogućnosti dobivanja točno tražene debljine tvrdog površinskog sloja;
- zbog loših svojstava međusloja (istovremeno s tvrdim martenzitom i mekim feritom) – niska žilavost.

U praksi su se razvile tri skupine postupaka toplinske obrade koji omogućuju zadovoljenje ovih zahtjeva:

1. postupci direktnog površinskog kaljenja
2. kemijsko-difuzijski postupci toplinske obrade bez naknadnog kaljenja
3. kemijsko-difuzijski postupci toplinske obrade s naknadnim kaljenjem.

2.2.1 POSTUPCI DIREKTNOG POVRŠINSKOG KALJENJA

Postupak se koristi na čelicima srednjeg sadržaja ugljika ($0,3\text{--}0,5\% \text{ C}$) koji ima zadovoljavajuću žilavost i sposobnost zakaljivosti. Ovaj postupak predstavlja kompromis idealnom rješenju (tvrd bogata ugljikom i zakaljena površina otporna na trošenje te žilava i čvrsta niskougljična jezgra), *slika 2.40*. Postupak se izvodi naglim zagrijavanjem površine na temperaturu austenitizacije $t_A > A_{C3}$ te naglim hlađenjem.



Slika 2.40. Direktno površinsko kaljenje čelika s 0,3–0,5 % C

Izvori topline moraju biti jaki, da se jezgra ne stigne zagrijati. Klasičan način zagrijavanja ne koristi se zbog presporog prijelaza topline pri čemu se progrijava čitav komad.

Prema načinu zagrijavanja ovaj postupak može biti:

- Kaljenje plamenom
- Induktivno kaljenje
- Brzo površinsko kaljenje.

2.2.1.1 Kaljenje plamenom

Površina predmeta naglo se zagrijava plamenicima koji daju potrebnu toplinu izgaranjem smjese acetilena i kisika. Iza plamenika postavljene su mlaznice koje zagrijaju površinu naglo ohlade. Dubina zakaljenog sloja može se regulirati duljim zagrijavanjem ili dužim zadržavanjem do naglog hlađenja. Ovaj se postupak ne može koristiti za predmete malog poprečnog presjeka.

Kaljenje zubi zupčanika plamenom

Postoje dva načina kaljenja:

- a) **Asimetrični** istovremenim kaljenjem po jedne bočne površine dva zuba (*slika 2.43*). Nastaje jednoliki martenzitni sloj po boku i korijenu zuba.

Ovakvim kaljenjem dobije se dobra otpornost kontaktne površine zuba na habanje uz povišenu čvrstoću korijena zuba na savijanje. Ovaj postupak se izvodi samo kod velikih zupčanika.



a) SIMETRIČNO
jedan bok zuba

Slika 2.43. Simetrično površinsko kaljenje zubi zupčanika plamenom [1]

- b) **Simetrični** istovremenim kaljenjem bočnih površina jednog zuba (*slika 2.43*). Nastaje nejednoliki sloj martenzita po boku, dok korijen zuba ostaje nezakaljen. Ovakvim kaljenjem se dobije dobra otpornost kontaktne površine zuba na habanje.

Nedostatak je nešto niža čvrstoća u korijenu zuba pa je i opterećenje na savijanje koje zub može izdržati manje.

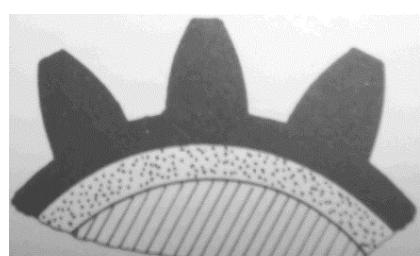


b) ASIMETRIČNO
oba boka zuba istodobno

Slika 2.43. Asimetrično površinsko kaljenje zubi zupčanika plamenom [1]

Zubi kod malih zupčanika kale se tako da plamenik zagrijava istovremeno više zubi po obodu zupčanika uz istovremeno okretanje zupčanika.

Kod ovakvog postupka dobiju se potpuno prokaljeni zubi. Nedostatak je mala žilavost u korijenu zuba i prijelazna zona u kojoj se mijesaju tvrde i meke faze (*slika 2.43*).



Slika 2.43. Potpuno prokaljeni zubi zupčanika [1]

2.2.1.2 Induktivno (visokofrekventno) kaljenje

Do zagrijavanja površine dolazi razvijenom Jouleovom toplinom zbog prolaza inducirane struje po površini. Ako kroz induktivni svitak teče struja visoke frekvencije, razvit će se oko svitka izmjenično magnetsko polje iste frekvencije.

Postavljanjem izratka u to magnetsko polje u njemu se inducira struja iste frekvencije koja teče površinom čeličnog izratka (tzv. skin efekt). Površina pruža omski otpor "R" ovoj struji jakosti "I" u vremenskom periodu "t", razvit će se Jouleova toplina:

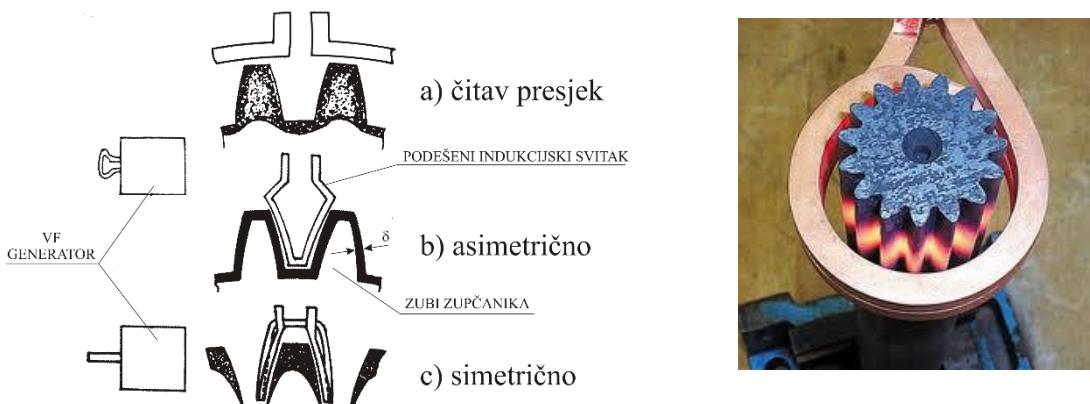
$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad [\text{J}]$$

gdje je: t – trajanje zagrijavanja

I – jakost struje

R – omski otpor površine izratka.

Kada se dosegne $t_{\text{A}} > A_{\text{c}3}$, prekida se struja i pušta mlaz rashladnog sredstva. Dubina zagrijavanja (δ) može se regulirati frekvencijom (f). Povećanjem frekvencije smanjuje se dubina zagrijavanja. S rastućom temperaturom otpor (R) raste, pa se dubina zagrijavanja (δ) povećava.



Slika 2.44. Induktivno (visokofrekventno) kaljenje zubi zupčanika [1]

Dubinu kaljenja možemo procijeniti koristeći se formulom:

$$\delta = 5,03 \cdot 10^4 \cdot \sqrt{\frac{\rho}{f \cdot \mu}} \quad [\text{mm}]$$

gdje je: δ – debljina zakaljenog sloja

ρ – specifični električni otpor

f – frekvencija

μ – magnetska permeabilnost.

Primjer:

za isti čelik	pri	$f = 50 \text{ Hz}$
		$\delta \approx 3 \text{ mm}$ pri 20°C
		$\delta \approx 90 \text{ mm}$ pri 850°C
	pri	$f = 10^6 \text{ Hz}$
		$\delta \approx 0,02 \text{ mm}$ pri 20°C
		$\delta \approx 0,6 \text{ mm}$ pri 850°C

Slično kao i kod kaljenja zupčanika plamenom, postupci induktivnog kaljenja mogu se podijeliti na simetrično, asimetrično i zagrijavanje čitavog presjeka zuba (*slika 2.44*). Prednosti i nedostaci svakog od postupaka identični su prethodno opisanima kod kaljenja plamenom.

2.2.2 POSTUPCI BRZOG POVRŠINSKOG KALJENJA

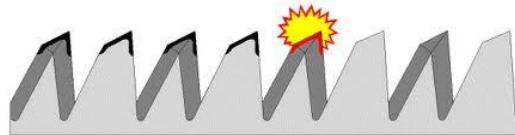
Brzo kaljenje potrebno je kako bi se zakalili samo plitki površinski slojevi. Kaljenje plamenom i induktivno ponekad nisu prikladni zbog geometrije predmeta ili svojstava materijala. Brzina zagrijavanja je reda veličine $1000\text{--}10000\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Martenzitna pretvorba ostvaruje se samokaljenjem (odvođenjem topline u unutrašnjost predmeta). Brzina hlađenja je reda veličine $10000\text{--}100000\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

Kako se radi o vrlo brzom procesu, potrebno je austenitizaciju vršiti zagrijavanjem u visoko austenitno područje (austenitno zrno neće porasti zbog kratkog vremena austenitizacije).

Struktura prije kaljenja mora biti fina sitnozrnata struktura zbog olakšanja difuzije ugljika u sitnim zrnima austenita sa što manje nerastvorenih karbida (austenit siromašniji ugljikom rezultira mekšim martenzitom). Sadržaj ugljika u čeliku predviđenom za ovu obradu mora biti veći nego kod običnog kaljenja.

2.2.2.1 Visokofrekventno impulsno kaljenje

Pražnjenjem kondenzatora, kojeg nabija visokofrekventni generator, u kratkim impulsima (1-100 ms) postiže se visoka koncentracija energije. Koristi se za kaljenje proizvoda malih dimenzija (npr. zubi lista pile, *slika 2.45*). Uređaj za kaljenje je skup s preciznom kontrolom vremena.



Slika 2.45. Visokofrekventno impulsno kaljenje zubi pile [15]

2.2.2.2 Kaljenje snopom elektrona

Elektroni koji izbijaju s elektrode ubrzavaju se kroz električno polje i udaraju u kaljenu površinu gdje se njihova kinetička energija transformira u toplinsku. Karakteristika ovog postupka je koncentracija energije na jako male površine. Nedostatak procesa je taj što se odvija u vakuumu kako se elektroni ne bi sudarali sa stranim atomima na svom putu.

Dubina zakaljenog sloja iznosi 0,1-2,5 mm. Postignuta tvrdoća je $2\text{--}3\text{ HRc}$ veća nego kod običnog kaljenja.

2.2.2.3 Kaljenje plazmom

Temperatura plazme je reda veličine $15000\text{ }^{\circ}\text{C}$ što zagrije površinu u nekoliko milisekunda. Plazma nastaje zagrijavanjem inertnog plina u električnom luku i dovođenjem u visokofrekventno električno polje. U tom se polju molekule plina sudaraju i prelaze na viši energetski nivo. Plin se pretvara u skup iona i elektrona velike vodljivosti. Na površini predmeta izloženoj plazmi oslobađa se energija u obliku topline. Postupak se koristi samo za konveksne površine manje od presjeka stupca plazme.

2.2.2.4 Kaljenje laserom

Atomi ili molekule nekih materijala ozračeni snopom svjetlosti prebacuju se u više energetsko stanje. Povratkom u ravnotežno stanje, oslobađanjem kvanta energije, emitira se zračenje vrlo visoke frekvencije (visoke energije).

Za toplinsku obradu koristi se CO₂ tip lasera. Snop je djelomično raspršen kako ne bi došlo do taljenja površine predmeta. Zbog sprječavanja refleksije dijela energije površina se presvlači određenim slojem (grafit, fosfat mangana...). Dubina kaljenja i tvrdoća reguliraju se snagom lasera i posmakom snopa.

2.2.2.5 Kaljenje kratkim impulsima trenja

Pri velikoj relativnoj brzini gibanja (oko 100 m/s) tretirane površine se međusobno kratkotrajno stlače (oko 100 ms). Trenjem se zagrije tretirani površinski sloj i samozakali.

2.2.2.6 Otvrdnjavanje površine taljenjem

Ova se metoda koristi kod predmeta iz perlitičnog sivog lijeva. Za zagrijavanje se koristi električni luk (velike gustoće energetskog toka) između volframove elektrode i predmeta u struji inertnog

plina (Ar, He) radi sprječavanja reakcije s atmosferom. Zbog naglog hlađenja nastala talina na površini predmeta se skrutne uz nastajanje ledeburita (eutektičkog ferita i cementita – tvrda faza).

2.2.2.7 Otvrdnjavanje kugličarenjem

Površina predmeta izložena je mlazu sačme (tvrdih kuglica promjera oko 1mm), *slika 2.46*.

Udaranje sačme (do dubine od nekoliko desetinka do ≈ 1 mm) rezultira usitnjenjem zrna, izvitoperenjem rešetke i eventualnom modifikacijom rešetke nestabilnih faza (austenita).

Ovaj postupak se koristi prvenstveno radi povećanja dinamičke izdržljivosti predmeta. Predmetima s kugličarenom površinom usporava se ili sprječava naponska korozija te se ovim postupkom vrši i oblikovanje proizvoda.



Slika 2.46. Obrada površine kugličarenjem [13]

Povećanje dinamičke izdržljivosti

Sabojna naprezanja na površini predmeta nastala bilo kugličarenjem ili toplinskom obradom znatno povećavaju dinamičku izdržljivost.

Najčešće se predmeti kugličare samo na kritičnim mjestima gdje su koncentrirana naprezanja. To su mesta s malim radijusom zaobljenja, naglim promjenama poprečnog presjeka (npr. prijelazi kod radilice, korijen zuba na zupčaniku). Spiralne i lisnate opruge kugličare se u cijelosti. Kod zavarenih spojeva kugličari se zona zavara kako bi se poništila zaostala vlačna naprezanja u zoni oko zavara.

2.2.3 KEMIJSKO-DIFUZIJSKI POSTUPCI TOPLINSKE OBRADE (bez naknadnog kaljenja)

Kod ovih postupaka obogaćujemo površinu čeličnog izratka stranim atomima. Proces se odvija pri povišenoj temperaturi difuzijom iz okolnog medija. Novonastale faze na površini donose i nova svojstva. Nakon promjena kemijskog sastava na površini izradak se sporo hlađi do sobne temperature kako bi se te nove faze sačuvale.

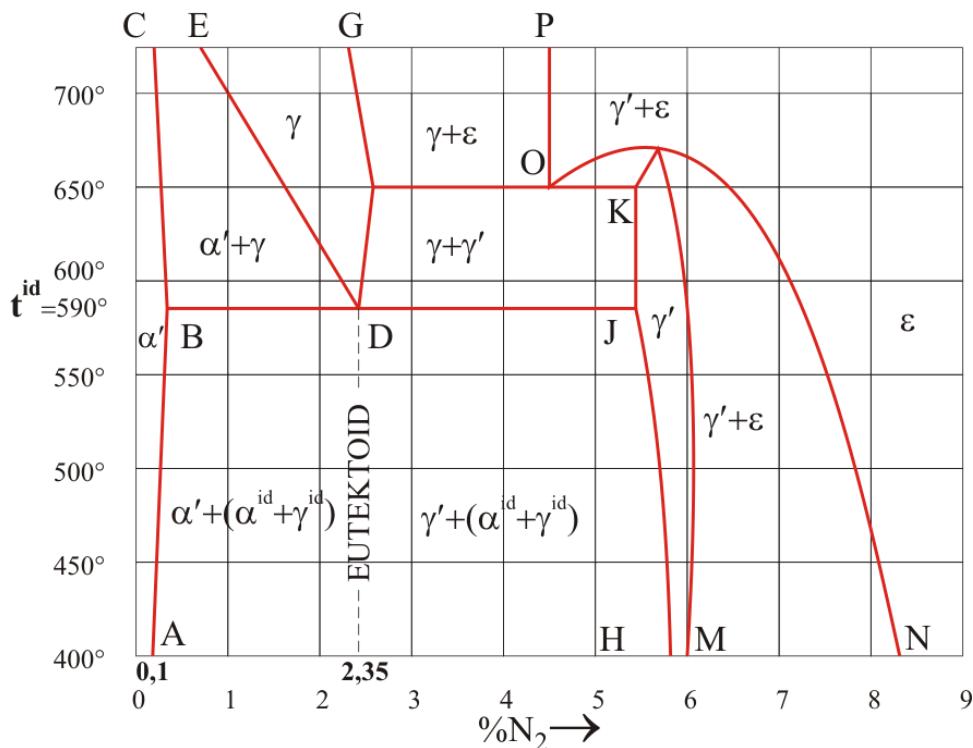
2.2.3.1 Nitriranje

- Provodi se u struji amonijaka (NH_3) na temperaturi $t < \text{Ac}_1$ (optimalno je 550°C). Tu se amonijak raspada: $\text{NH}_3 \rightarrow \text{N} + 3\text{H}$, pa atomarni (N) lako difundira u α - rešetku stvarajući uključinski mješanac!

- Prosječna koncentracija dušika u površini iznosi $0,1 \div 1\% \text{ N}$. Na sobnoj temperaturi imamo kao i na temperaturi nitriranja sljedeće faze (vidi dijagram slijevanja Fe-N₂, *slika 2.47*):

$$\alpha' + (\alpha^{id} + \gamma^{id})$$

gdje je:	α'	- ferit s $0,1\% \text{ N}$
	$(\alpha^{id} + \gamma^{id})$	- eutektoid (analogn perlitu)
	γ^{id}	- intermetalni spoj (Fe_4N) željeznog nitrida.

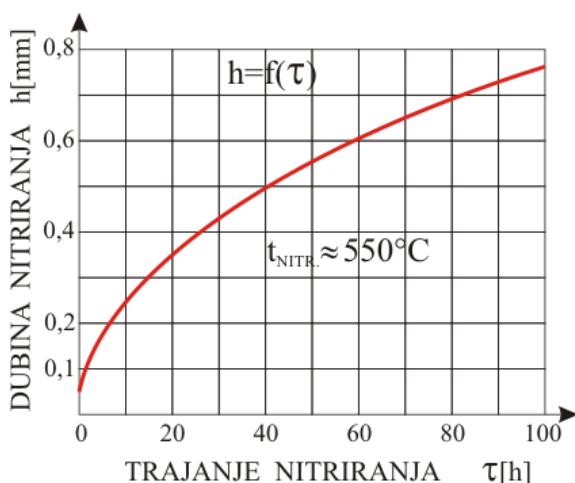


Slika 2.47. Dijagram slijevanja Fe-N₂ [1]

- Faze su:
- α' - ferit
 - $(\alpha^{id} + \gamma^{id})$ - eutektoid (analogan perlitu)
 - γ - kao i austenit (kruti rastvor)
 - $\gamma' \text{ i } \gamma^{id}$ - intermetalni spoj (Fe₄N).

Uloga legirnih elemenata: čelik sadrži 0,3 \div 0,5 % C, s dodatkom Cr, Al, V i Mo (npr. Č.4739 s \approx 0,34 % C; \approx 1,15 % Cr; \approx 1,0 % Al; \approx 0,2 % Mo ... zapravo je čelik za poboljšavanje!). Legirni elementi stvaraju fino raspršene vlastite nitride koji blokiraju gotovo sve klizne ravnine, povisujući time površini (tj. nitriranom sloju) čvrstoću i tvrdoću!

Molibden (Mo) sprječava krtost popuštanja jezgre nitriranog čelika, koji je u pravilu prije nitriranja zakaljen (u cilju tvrde podloge nitriranom sloju), a prilikom procesa nitriranja na 550 °C zapravo se poboljšava.



Slika 2.48. Dijagram ovisnosti dubine nitriranog sloja (h) o trajanju procesa nitriranja h = f(τ) [1]

Trajanje nitriranja iznosi od nekoliko pa do 100 [h], a dubina nitriranog sloja od nekoliko stotinka pa do 0,8 mm (slika 2.48).

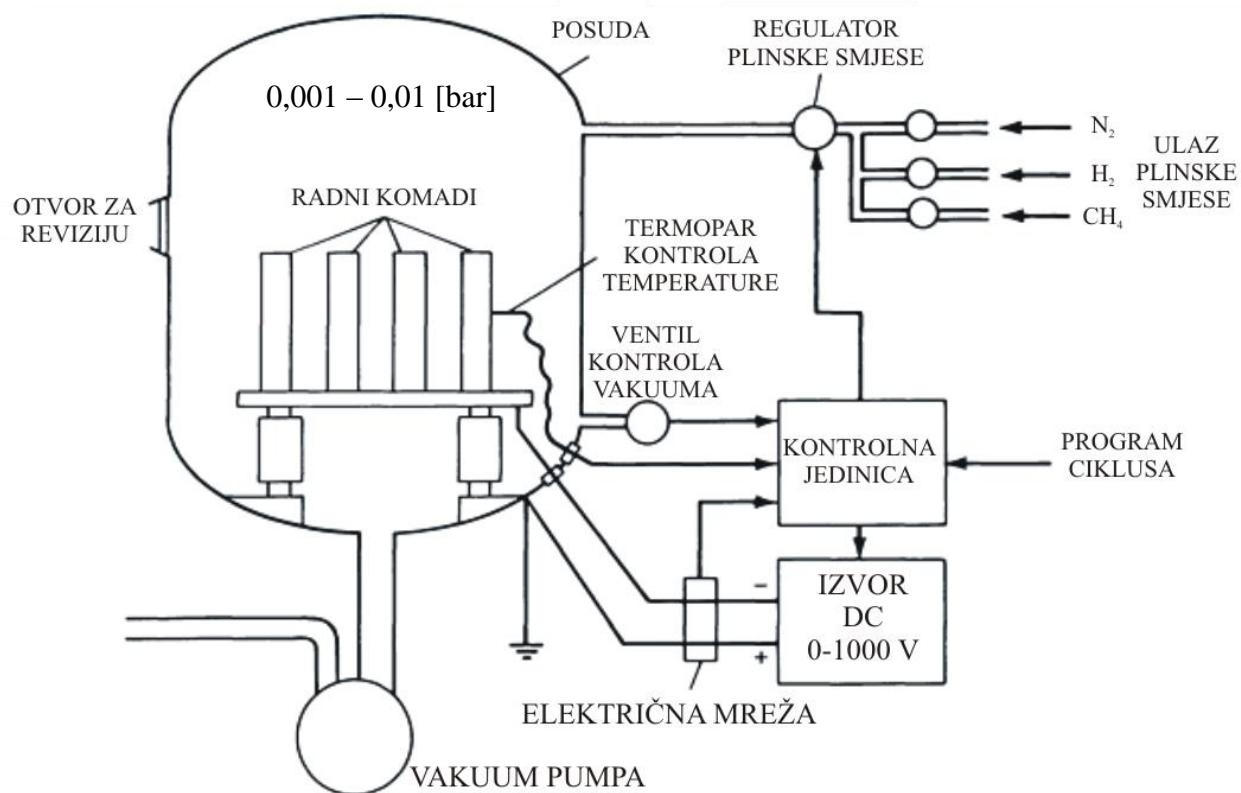
Prednosti postupka nitriranja su:

- Velika otpornost trošenju radi površinske tvrdoće od 68÷72 HRC;
- Postojanost tvrdoće i do 500°C;
- Povećana dinamička izdržljivost (zbog sabojsnih naprezanja na površini);
- Povećana otpornost koroziji;
- Nema izvitoperenja, pucanja i zaostalih naprezanja kao kod kaljenja (modifikacijom rešetke);
- Primjena nitriranja:
Uputno je nitrirati površine kliznih elemenata kao što su npr. radilice motora, svornjaci, zupčanici, cilindri (košuljice) motora, vodilice ventila i sl. Koristi se i kod alata od brzoreznog čelika (iako je već otvrdnut) u cilju povišenja postojanosti oštice i nesklonosti stvaranju naljepka odlazeće strugotine!

Osim nitriranja u amonijaku u širokoj je primjeni postupak ionskog nitriranja.

2.2.3.1.1 Ionsko nitriranje

Za razliku od nitriranja u amonijaku ovo je postupak novijeg datuma. Na *slici 2.49* prikazana je shema procesa ionskog nitriranja. Ovaj proces se provodi u komori ispunjenoj razrijeđenim plinovima (N_2 , H_2 , CH_4) pri niskom tlaku. Električna vodljivost u razrijeđenim plinovima (vakuumu) vrlo je velika.



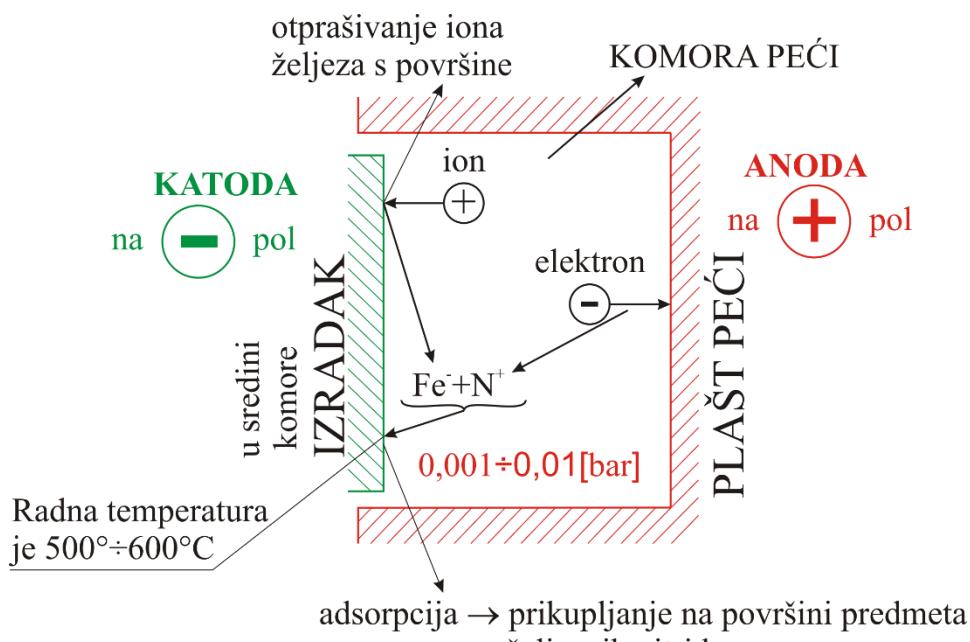
Slika 2.49. Shema postupka ionskog nitriranja [1]

Opis postupka ionskog nitriranja

Elektroni na svom putu prema anodi sudaraju se s molekulama dušika izazivajući disocijaciju (rastavljanje) molekula dušika te njihovu ionizaciju. Elektroni odlaze prema anodi, a pozitivni ioni dušika prema predmetu (katodi) (*slika 2.50*). Ionizirani plin ima vrlo visoku energiju koja se povratkom u normalno stanje oslobođa u obliku svjetlosti (tinjava svjetlost).

Pozitivni ioni dušika ubrzavaju se i udaraju u površinu predmeta. Velik dio energije pretvara se u toplinu koja služi za održavanje radne temperature ($500\text{--}600^{\circ}\text{C}$), a dio energije troši se na otprašivanje iona (željeza i legirnih elemenata) i elektrona s površine izratka.

Elektroni se ubrzavaju prema anodi sudarajući se s molekulama plina izazivajući njihovu disocijaciju. Otprašeni metalni ioni povezuju se s "aktivnim" dušikom u nitride i adsorpcijom prianjaju na površinu predmeta. Dalnjim bombardiranjem nitrida s površine predmeta ovi se spojevi raspadaju, a oslobođeni dušik difundira u dublje površinske slojeve.

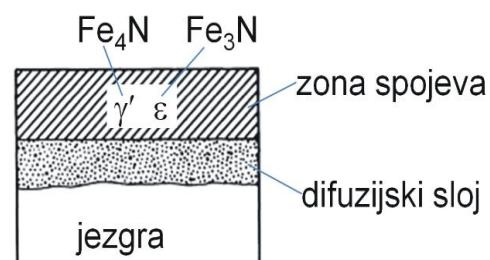


Slika 2.50. Postupak ionskog nitriranja [1]

Prednost ionskog nitriranja je nastajanje dva različita površinska sloja (*Slika 2.51*):

1. Zona spojeva na samoj površini (nitridi ϵ -Fe₄N i γ' -Fe₂N) velike tvrdoće i krhkosti
2. Difuzijska zona ispod površine (u kojoj je dušik rastvoren u rešetki željeza u obliku finih nitrida legirnih elemenata).

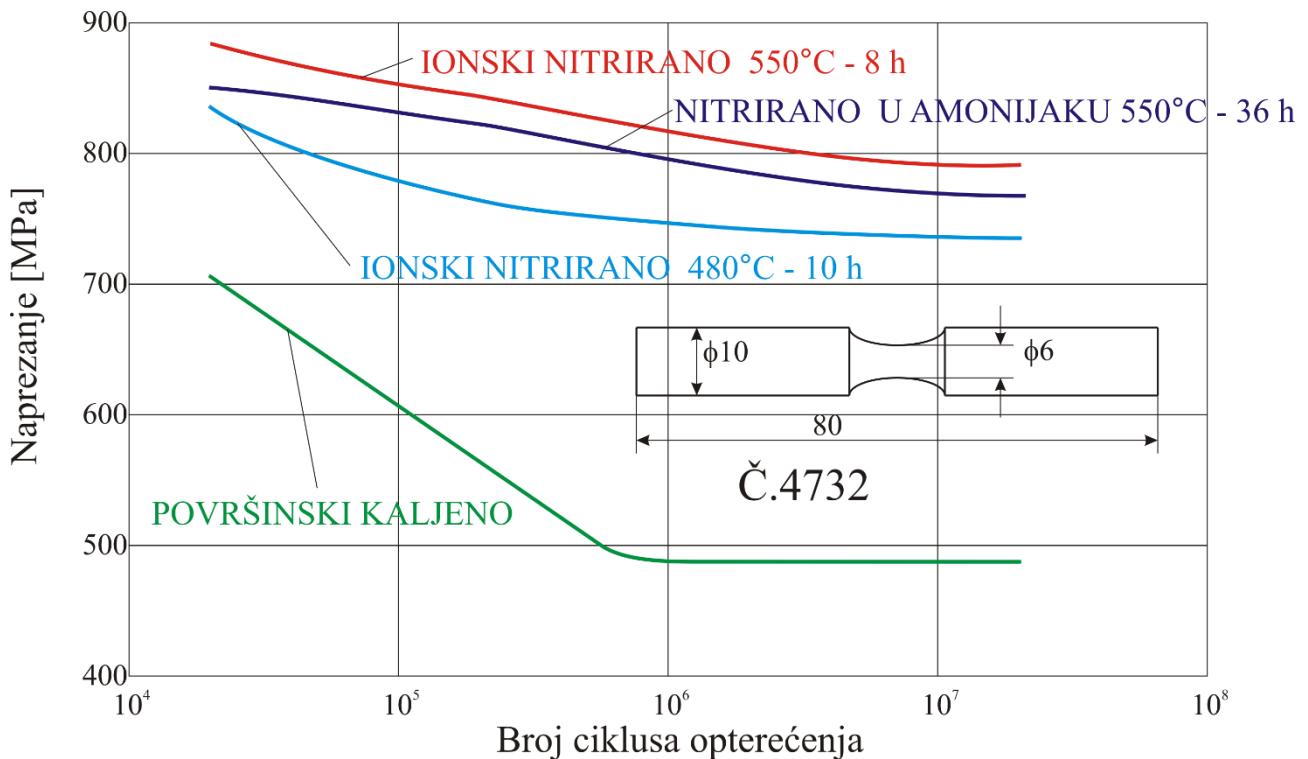
Difuzijski sloj nije toliko krhak kao površinski (važno za dinamički napregnute elemente – dinamička izdržljivost povećava se za 30 %).



Slika 2.51. Površina nitriranog sloja

Porast dimenzije predmeta kod ionskog nitriranja iznosi $5\text{--}10 \mu\text{m}$, tako da se mogu tretirati predmeti brušeni na konačnu mjeru uzimajući u obzir to povećanje. Debljina nitriranog sloja iznosi oko 0,3 mm nakon 24 sata.

Utjecaj različitih postupka i parametara nitriranja na dinamičku čvrstoću materijala može se promotriti na sljedećem primjeru. Okrugle epruvete iz istog čelika za poboljšavanje Č4732 različito su površinski tretirane te su na rotacijskoj umaralici snimljene Woehlerove krivulje (*slika 2.52*).



Slika 2.52. Woehlerove krivulje epruveta različito površinski tretiranog čelika Č4732

Za razliku od plinskog nitriranja manji je utrošak energije i plinova te nema onečišćenja okoline. Cijena uređaja za ionsko nitriranje je velika.

2.2.3.2 Boriranje

Vrši se obogaćivanjem površine borom u plinovitim (halogen bora - tzv. DIBORIN), tekućim (soli bora - tzv. BORAKS) i najčešće u krutim sredstvima (prah ili pasta BORNOG KARBIDA).

- Na $900\text{--}1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ nastaje na površini spoj FeB (previše krhak i loš), a ispod Fe₂B (manje krhak i bolji). Tvrdoća površine cca 2000 HV.

2.2.3.3 PVD tehnologija

PVD (*Physical Vapor Deposition*) jest postupak stvaranja metalnih para koje se talože na električki provodljivim materijalima u obliku vrlo tanke površinske prevlake čistog metala ili legure. U kombinaciji s različitim plinovima moguće je nanositi jednoslojne ili višeslojne PVD prevlake oksida, nitrida, karbida ili karbonitrida. Proces se odvija u strogo kontroliranim uvjetima u visokom vakuumu. Cilj postupka je poboljšanje svojstava otpornosti na trošenje materijala. Debljina i svojstva prevlaka ovise o zahtjevima i primjenjenom postupku. Temperature pri kojima se izvodi postupak relativno su niske ($200\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$). Debljine nanošenih slojeva iznose samo nekoliko mikrometara. Prednosti ovog postupka su: višestruko povećava otpornost na habanje, povišena radna temperatura, izrazito se smanjuje koeficijent trenja i prianjanja.

[28]	
TiN	TiCN
CrN	CrCN
ALTITRON	CORTITRON
TITRON	TAIALTRON

2.2.3.3.1 Vrste PVD prevlaka

Titanijev nirid

Često se koristi zbog dobro uravnoteženih svojstava prevlake. Primjenjuje se kod alata za obradu metala rezanjem i deformiranjem te u dekorativne svrhe zbog svoje žute boje. Ove prevlake produžuju vijek trajanja reznih alata jer utječu na bitno smanjenje koeficijenta trenja na reznoj oštrici čime se potpomaže klizanje strugotine, sprječava stvaranje naljepka, smanjuje sila rezanja i zagrijavanje alata. Zbog visoke kemijske postojanosti ove se prevlake koriste u prehrambenoj industriji i medicini.



Svojstva prevlake: velika površinska tvrdoća (≈ 2300 HV), dobro prianjanje na osnovni metal, nizak koeficijent trenja, dobra kemijska postojanost, povećana žilavost, ekološki prihvatljive, niska toplinska vodljivost. Debljina prevlake iznosi $2\div4$ μm . Maksimalna radna temperatura iznosi 500°C .

Primjena:

- za prevlakte alata za izradu zupčanika, alata za bušenje s niskim i srednjim parametrima rezanja,
- prevlačenje implantata, proteza i kirurških instrumenata,
- dekorativno prevlačenje sanitарне opreme, kućnih aparata, oružja,
- prevlakte noževa i mlinova u prehrambenoj industriji.

Titanijev karbo-nitrid

Prevlaka od titanijeva karbo-nitrida ima složenu višeslojnu strukturu, što joj daje veću tvrdoću i manji koeficijent trenja od TiN-a. Pored visoke tvrdoće, TiCN ima visoku žilavost i otpornost na habanje pri visokim temperaturama. Ova svojstva su poželjna kod prekidnog rezanja kada se javljaju promjenjive temperature za vrijeme obrade. Primjenjuje se za površinsku obradu glodala, razvrtala i pločica iz tvrdog metala. Kod postupaka deformiranja TiCN smanjuje habanje i probleme koji nastaju adhezivnim prianjanjem materijala na alat.



Svojstva prevlake: velika površinska tvrdoća (≈ 3500 HV), dobro prianjanje na osnovni metal, nizak koeficijent trenja, povećana žilavost, visoka toplinska vodljivost, visoka otpornost na habanje na visokim temperaturama. Debljina prevlake iznosi $2\div4$ μm . Maksimalna radna temperatura iznosi 400°C . Svjetlo je sive boje.

Primjena:

- prevlačenje alata za glodanje, tokarenje, bušenje i odrezivanje iz visoko i nisko legiranog čelika, teško obradivih legiranih i nehrđajućih čelika,
- prevlačenje alata za provlačenje, odsijecanje, probijanje i sabijanje.

Kromov nitrid

Ove prevlake predstavljaju najbolji izbor ako se traži otpornost na habanje zbog trenja, otpornost na koroziju i oksidaciju te dobro klizanje kod nedovoljnog podmazivanja. Tvrdoća CrN prevlake je dva puta veća od često korištene "tvrdi" krom prevlake. Visoka tvrdoća uz dobru žilavost omogućuje nanošenje debljih prevlaka (do $40 \mu\text{m}$) s vrlo dobriim prianjanjem za podlogu.



Svojstva prevlake: velika površinska tvrdoća (≈ 2000 HV), dobro prianjanje na osnovni metal, dobra kemijska postojanost, nizak koeficijent trenja, velika temperaturna postojanost, mala naprezanja u strukturi, moguće veće debljine prevlake. Srebrno sive je boje. Maksimalna radna temperatura iznosi 600°C .

Primjena:

- prevlačenje dijelova s kliznom kontaktnom površinom izloženoj utjecaju atmosfere, oksidaciji i koroziji u autoindustriji,
- prevlačenje dijelova u hidraulici i pneumatički u procesnoj industriji,
- prevlačenje noževa i mlinova u prehrambenoj industriji,
- prevlačenje puščane cijevi, zatvarača kod opreme za naoružanje.

AlTiCN (altitron)

Ova višeslojna struktura je osnovni izbor za prevlačenje alata za obradu nehrđajućeg čelika i legura na bazi nikla. Najviše se koristi za prevlačenje alata za prekidno rezanje sa suhom ili obradom uz hlađenje.

Svojstva: velika površinska tvrdoća (≈ 3000 HV), nizak koeficijent trenja, velika otpornost na visoke temperature i velika otpornost na habanje. Maksimalna radna temperatura iznosi 800°C . Debljina prevlake iznosi $2\div 4 \mu\text{m}$. Tamno roze je boje.

Primjena - zbog niskog koeficijenta trenja i otpornosti na visoke temperature koristi se za prevlakte alata za obradu metala rezanjem i glodanjem s upotrebom minimalne količine sredstva za hlađenje i podmazivanje.



AlTiN (cortitron)

Posebna prevlaka, razvijena za teške uvjete suhe obrade rezanjem pri velikim brzinama, kada druge prevlakte dostižu granice toplinskog opterećenja. Svojstva: velika otpornost na oksidaciju (do 800°C), velika tvrdoća na visokim temperaturama (≈ 3300 HV), visoka kemijkska otpornost, nizak koeficijent toplinske vodljivosti. Tamno sive je boje.

Primjena: za prevlakte alata za rezanje u teškim uvjetima rada (velike brzine rezanja bez podmazivanja).



TiAlN (titron)

Titan-aluminijev nitrid (TITRON) prevlaka ima veću otpornost na visoke temperature nego TiN i veću tvrdoću na visokim temperaturama. Prevlaka na alatu formira tanki keramički sloj oksida Al_2O_3 . Sloj se u eksploataciji kontinuirano obnavlja ako se koristi na povišenim temperaturama.

Svojstva: visoka tvrdoća (3500 HV), izuzetno visoka tvrdoća na visokim temperaturama, dobro prijanja na podlogu, ima visoku žilavost. Primjenjuje se do temperatura od 800°C . Tamno sive je boje. Debljina prevlake iznosi $2\div 4 \mu\text{m}$.

Primjena: za alate za obradu rezanjem. Posebno je razvijena prevlaka za bušenje u ekstremnim uvjetima lošeg ili nikakva hlađenja.



[28]

TiAlCN (tialtron)

Nova generacija višeslojnih prevlaka. Karakterizira ih vrlo nizak koeficijent trenja. Koristi se za obradu svih vrsta čelika, s hlađenjem i podmazivanjem ili bez njih. Svojstva: nizak koeficijent trenja, velika otpornost na oksidaciju, velika tvrdoća (3500 HV). Debljina prevlake iznosi $2\div4 \mu\text{m}$. Tamno roze je boje. Primjenjuje se do temperatura od 800°C .



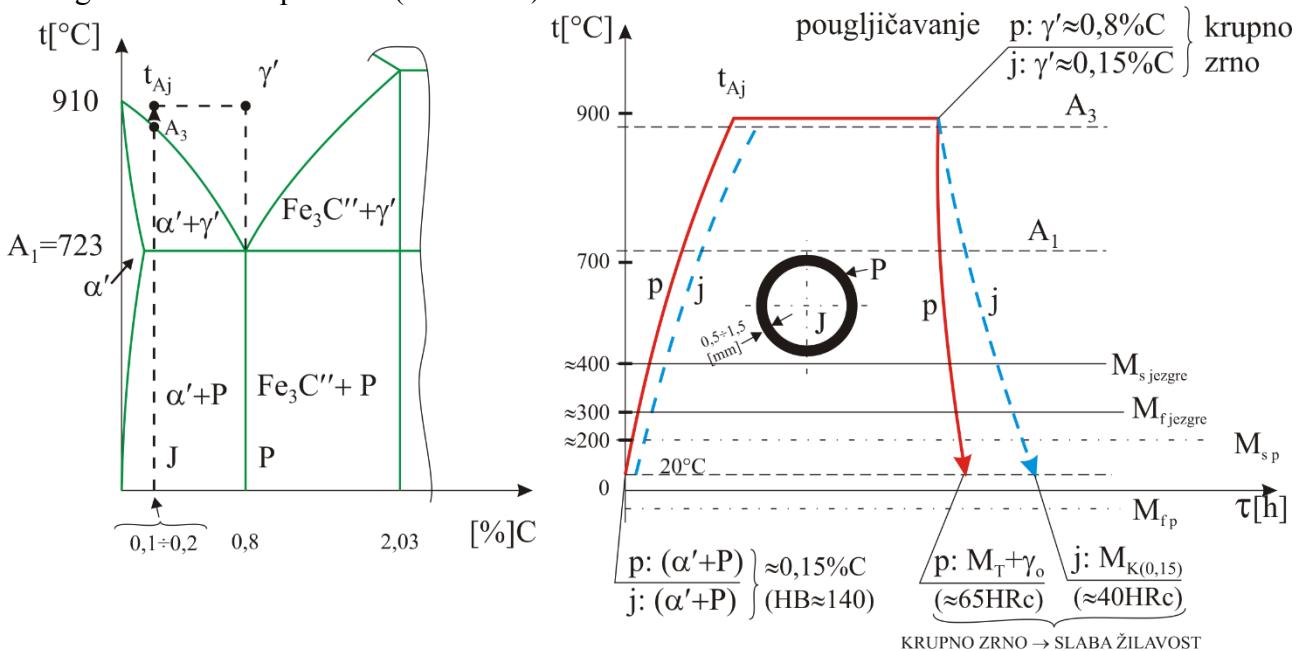
Primjena: za rezne alate za obradu nisko i visoko legiranih čelika pri velikim brzinama.

2.2.4 KEMIJSKO-DIFUZIJSKI POSTUPCI TOPLINSKE OBRADE (s naknadnim kaljenjem)

U ove postupke spadaju cementiranje, cijaniranje i karbonitriranje. Difuzijom se najprije promijeni kemijski sastav površine, a naknadnim kaljenjem postignu se tražena svojstva, tj. tvrda površina, ali i čvrsta i žilava jezgra. Prije se u praksi najviše primjenjivao postupak cementiranja, ali su se do danas razvili i brojni postupci kratkog (bržeg) tretiranja same površine, a ne čitavog presjeka. Preferira se dakle modifikacija rešetke intenzivnim izvorima toplinske energije, npr. indukcijom, laserom ili elektronskim snopom. Još uvijek je ograničujući čimbenik visoka cijena novih uređaja.

2.2.4.1 Cementiranje (pougljičavanje + kaljenje)

Polazni materijal je niskougljični čelik s $\text{C}<0,2\%$ (npr. Č1120; Č1220 ili legirani Č4120 s $0,65\%$ Cr; Č4721 s $1,25\%$ Cr i $0,25\%$ Mo itd.). Nakon obogaćivanja površine ugljikom C, bilo u krutim, tekućim ili plinovitim sredstvima, obvezatno se izvodi kaljenje u cilju dobivanja tvrdog martenzita na površini (*slika 2.53*).



Slika 2.53. Shematski prikaz cementiranja (s direktnim kaljenjem nakon pougljičavanja) kroz "Fe-C" dijagram i dijagram toplinske obrade [1]

U prikazima na *slici 2.53* pregledno su iznesene koncentracije slojeva i bitne temperature u procesu te faze i očekivane tvrdoće.

2.2.4.1.1 Pougljičavanje u krutom sredstvu

Odvija se prema sljedećim reakcijama:

Ugljik C iz krutog sredstva reagira s kisikom O iz okoline:



Nastali ugljični dioksid CO_2 reagira dalje s ugljikom C iz krutog sredstva:

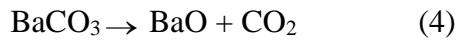


Ugljični monoksid CO reagira s austenitom γ na površini čeličnog izratka:



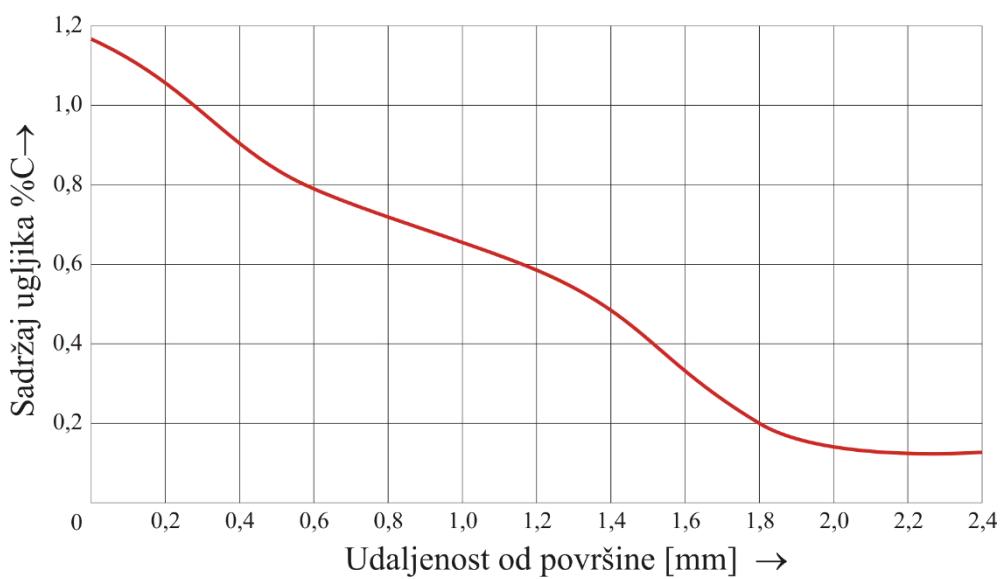
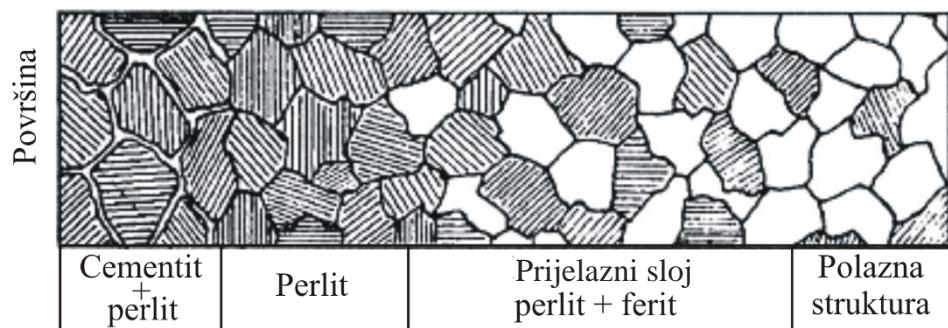
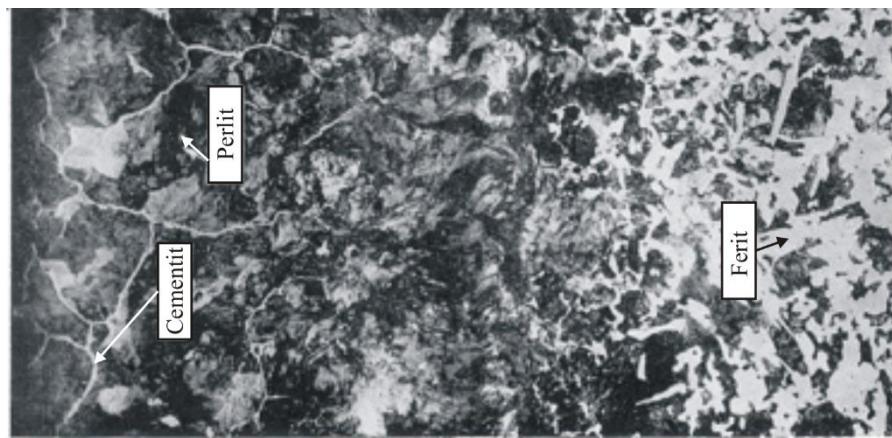
Ugljični dioksid CO_2 nastavlja reagirati prema (2)!

Kruto sredstvo obično je *drveni ugljen* s dodatkom BARIJEVA KARBONATA ($BaCO_3$) koji pospješuje reakciju na sljedeći način:



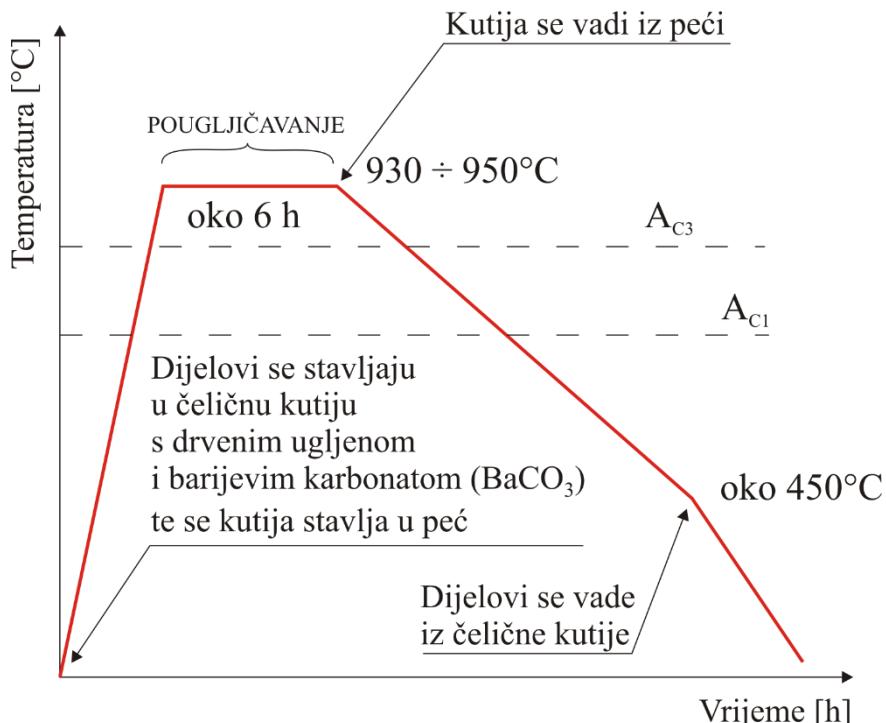
Nastali ugljični dioksid CO_2 nastavlja reagirati prema (2)!

- Elementi (izradci) su prilikom pougljičavanja u *krutom* sredstvu poredani i međusobno razmaknuti u čeličnoj kutiji ispunjenoj *granulatom*. Poklopac kutije obično se zabrtvi glinom. Cijeli se uložak postavi u komoru peći i drži na temperaturi $t_A > A_{C3}$ jezgre, prema dijagramu ($t - \tau$).
- Dubina pougljičavanja ovisi o trajanju: nakon 1 h ugljik C prodre cca 0,3 mm, a nakon 8 h do 2 mm. Praktički nema u strojarskoj praksi potrebe za dubinu iznad 1 mm! Vidi dijagram na *slici 2.54*.



Slika 2.54. Struktura i sadržaj ugljika pougljičenog sloja [14]

Postupak pougljičavanja u krutom sredstvu prikazan je u dijagramu na *slici 2.55*.



Slika 2.55. Pougljičavanje u krutom sredstvu [1]

2.2.4.1.2 Pougljičavanje u tekućim sredstvima

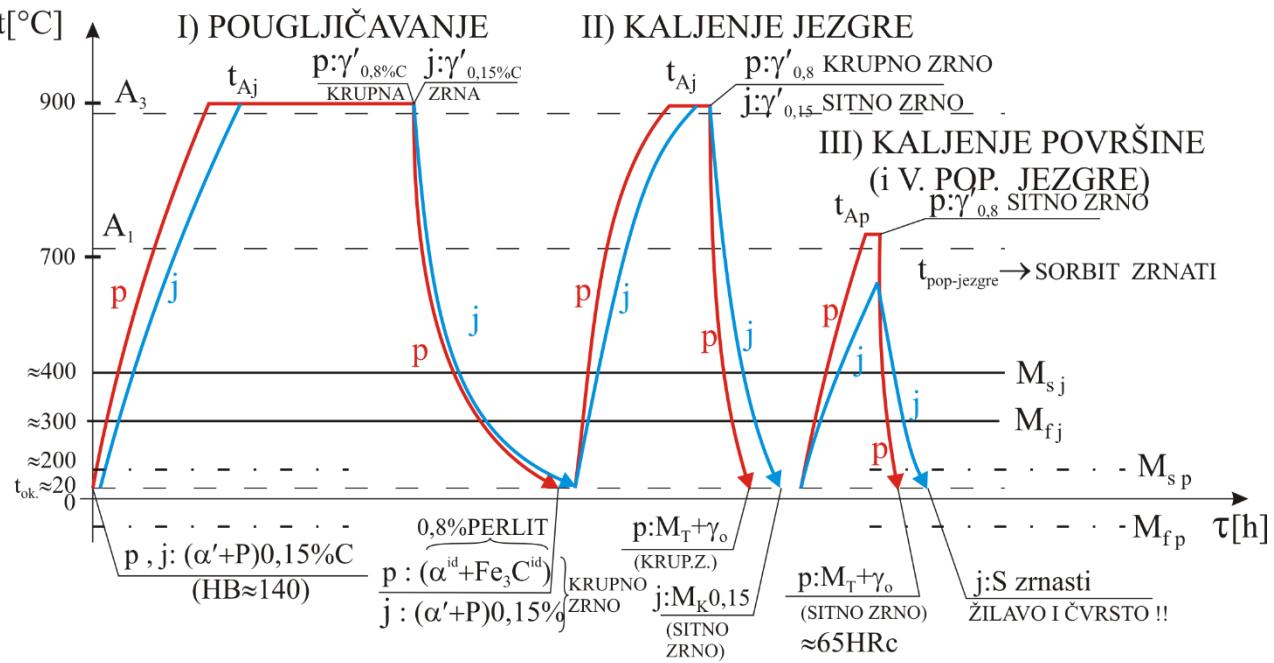
Izvodi se u rastaljenim solima natrijeva ili barijeva klorida + aktivator (koji je opet natrijev cijanid NaCN). Reakcijom na $t_A > A_{C3}$ dobiva se CO kojim omogućujemo obogaćivanje γ rešetke ugljikom C. Zbog otrovnosti cijanida prostorije i postupak podliježu strožim propisima zaštite zdravlja. Struktura pougljičenog sloja ista je kao i kod pougljičavanja u krutom sredstvu (*slika 2.54*).

2.2.4.1.3 Pougljičavanje u plinovitim sredstvima

Zapravo su to bila i dosadašnja dva postupka, ali bez kontrole nastalog plina uz površinu izratka. Ovdje se međutim potrebni plinovi razvijaju u generatorima kontroliranim procesom smjese plina od komponenata (npr. $CO + H_2 + N_2 + C_2H_8$). Za pougljičavanje se koriste i razni gorivi plinovi, koji u kontaktu s užarenom površinom čeličnog izratka disociraju i stvore već poznate uvjete pougljičavanja. Odavno je razvijen postupak uvođenja kapljevitog metanola (metilnog alkohola $CH_3\cdot OH$) u komoru s čeličnim izradcima za pougljičavanje, gdje isparava na temperaturi (t_A) i oslobađa potrebne plinske komponente za proces pougljičavanja.

2.2.4.1.4 Kaljenje nakon pougljičavanja

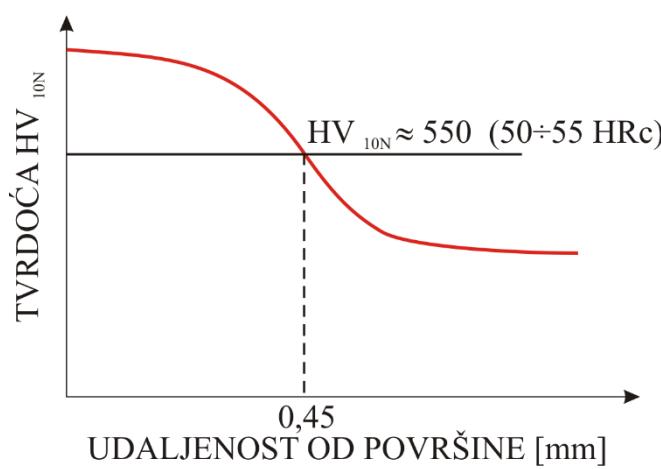
Bez obzira na način prethodnog pougljičavanja postupak cementiranja bit će potpun tek nakon kaljenja! Već je prethodno prikazan najbrži, ali i najlošiji postupak direktnog kaljenja (*slika 2.53*) jer daje doduše željenu visoku tvrdoću površine, ali zbog krupnozrnatosti (dugotrajno žarenje na t_A u cilju pougljičavanja) martenzita (M) izradak ima slabu žilavost čak i jezgre! Nešto bolja svojstva dobiju se postupkom tzv. jednostrukog kaljenja s temperature austenitizacije t_A jezgre, a najbolje je izvršiti još i kaljenje s temperature austenitizacije t_A površine pri čemu se prethodno normalizirana i zakaljena jezgra nisko popusti, tj. poboljša (*slika 2.56*).



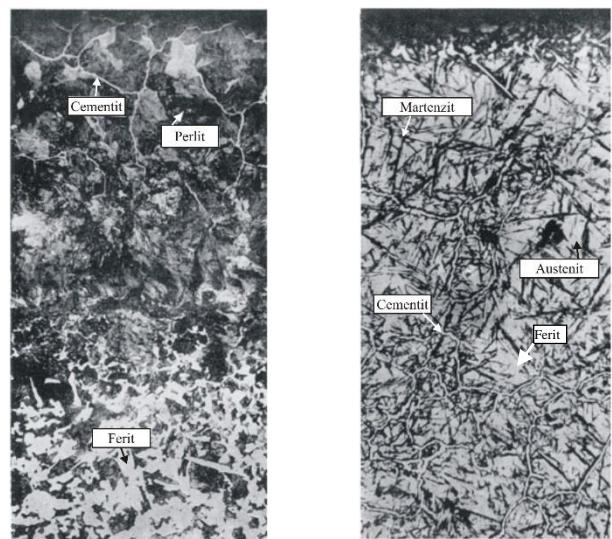
Slika 2.56. Postupak dvostrukog kaljenja nakon pougljičavanja kroz dijagram ($t - \tau$) [1]

Iz prikaza je očito kako se došlo do optimalnog faznog i strukturnog stanja u izratku, tj. do željenih svojstava i jezgre i površine.

U dijagramu na *slici 2.58* vidi se kako tvrdoča nakon kaljenja ovisi o udaljenosti od površine. Kako je pougljičavanje u dubljim slojevima slabije, tako je i koncentracija ugljika nakon pougljičavanja manja pa tako i tvrdoča nakon kaljenja opada povećanjem udaljenosti od površine izratka.



Slika 2.58. Ovisnost tvrdoće nakon kaljenja pougljičenog izratka o udaljenosti od površine

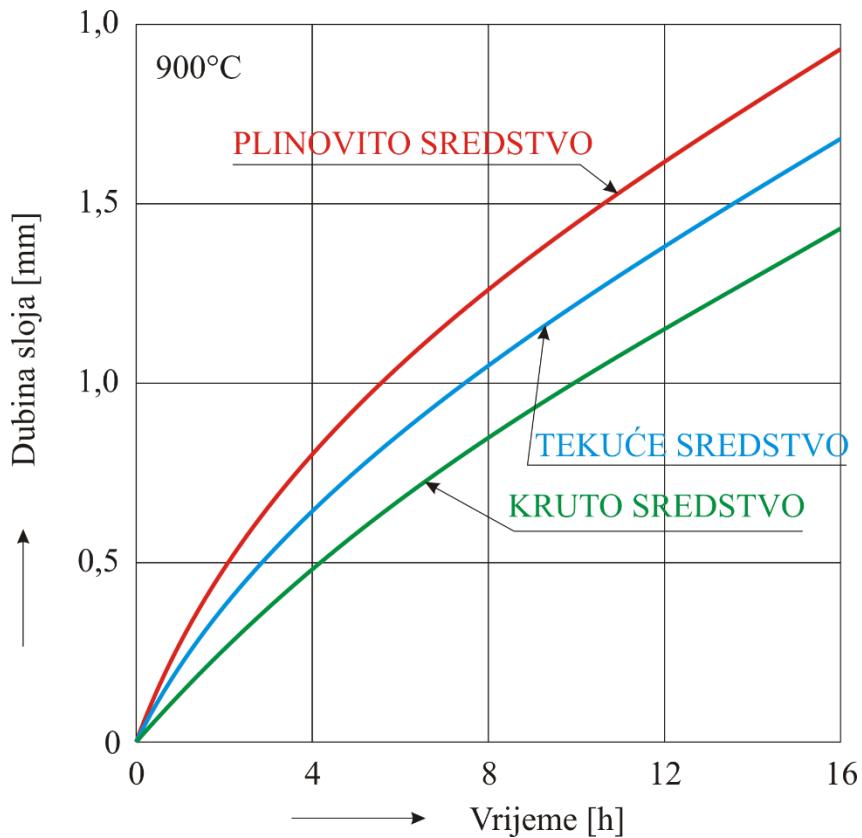


Slika 2.57. Izgled cementiranog sloja prije (a) i nakon (b) toplinske obrade kaljenja [17]

Dubinu pougljičenog sloja možemo odrediti na više načina:

- mjeranjem udaljenosti od površine izratka pa do dubine na kojoj je koncentracija 0,4 % C;
- mjeranjem udaljenosti od površine izratka nakon kaljenja pa do dubine na kojoj je tvrdoča $50 \div 55$ HRc.

Vrijeme držanja izratka na temperaturi pougljičavanja određuje se prema traženoj dubini cementiranog sloja. U dijagramu na *slici 2.59* vidi se kako vrijeme držanja izratka na temperaturi pougljičavanja za različita sredstva utječe na dubinu pougljičenog sloja.



Slika 2.59. Utjecaj vremena držanja izratka (na temperaturi pougljičavanja) na dubini pougljičenog sloja za različita sredstva pougljičavanja [15]

2.2.4.2 Kombinirani postupci

Ovdje spadaju zapravo postupci kod kojih osim dušika u površinu difundiraju još neki atomi. Tako imamo:

2.2.4.2.1 Karbonitriranje na nižim temperaturama - cijaniranje

Postupak se odvija na temperaturi oko 550°C u rastaljenoj soli natrijevih klorida, karbonata i cijanida. Zove se i cijaniranje. Osnovna komponenta je natrijev cijanid NaCN koji se u prisutnosti kisika (O) iz atmosfere raspada i oslobađa ugljični monoksid (CO) i dušik (N).

Na ovoj temperaturi prevladava nitriranje, tj. na površini se dobije zona spojeva ($\approx 10\mu\text{m}$), tj. nitrida legirnih elemenata i karbida, a dublje (do $\approx 0,1\text{mm}$) prodire samo dušik (N) i stvara tzv. difuzijsku zonu samo od nitrida! Ovaj postupak je dobar na tvrdoj podlozi, npr. kod brzoreznog čelika u cilju povišenja postojanosti trošenju oštice.

2.2.4.2.2 Karbonitriranje na srednjim temperaturama

Temperature zagrijavanja izradaka iznose od 590°C pa sve do $t \leq 723^{\circ}\text{C}$. Na površini nastaje zona spojeva kao i u prethodnom slučaju! Prodor dušika (N) difuzijskoj zoni zapravo spusti eutektoidnu temperaturu t^{id} i dolazi do pojave γ rešetke. Naglim hlađenjem od austenita γ dobije se martenzit

(M) u difuzijskoj zoni (tvrdna podloga u zoni spojeva!!). U jezgri se eutektoidna temperatura $t^{\text{id}} = 723^{\circ}\text{C}$ ne mijenja, pa tu nema modifikacije, tj. ništa se ne mijenja!

2.2.4.2.3 Karbonitriranje na visokim temperaturama ($780\text{--}860^{\circ}\text{C}$) u plinskoj smjesi ($\text{CO+H}_2+\text{N}_2$)

Čelik do 0,2 % C (žilav) zapravo se legira s dušikom (N) do 0,5 %, ali i s ugljikom (C) do 0,9 %, sve to do dubine 0,2 mm, a sljedeća 0,2 mm samo s ugljikom (C). Kaljenje u ulju ili čak na zraku (nos TTT-dijagrama čelika legiranog s dušikom (N) pomiče se udesno, čelik ima nisku M_s temperaturu!).

Rezultat kaljenja: - u samoj površini: martenzit (M) i nešto ostatnog austenita γ ,
- dublje: bajnit + troostit + sorbit + perlit ($v_{\text{hl}} < v_{\text{kr}}$).

S rastućom temperaturom postupka sve više prevladava cementiranje, s povećanjem brzine difuzije ugljika (C) (dvostruko u odnosu na klasično cementiranje) zbog sudjelovanja dušika (N). Kaljenje se izvodi s niže temperature i brzinom hlađenja manjom od kritične $v_{\text{kr}} \Rightarrow$ manje su toplinske napetosti!!

2.2.4.2.4 Sulfonitriranje

Vrši se u rastaljenim solima (NaCN) natrijeva cijanida i natrijeva sulfata na temperaturi $560\text{--}590^{\circ}\text{C}$. Iz smjesa se oslobođaju atomi sumpora (S), dušika (N) i ugljika (C). Trajanje postupka od 1 do 3 sata daje površinski sloj od 5 do 15 μm . Zona spojeva na površini sadrži željezne nitride, karbide i sulfide. Vrlo je otporna na habanje i svarivanje (važno npr. za rukavce u ležajevima prigodom tzv. suhog ili mješovitog trenja).

Napomena: Kombinirani postupci primjenjuju se kod izradaka s malim debljinama trošenju otpornih slojeva, npr. zupčanici malih modula, tanki svornjaci, vodilice ventila i sl.

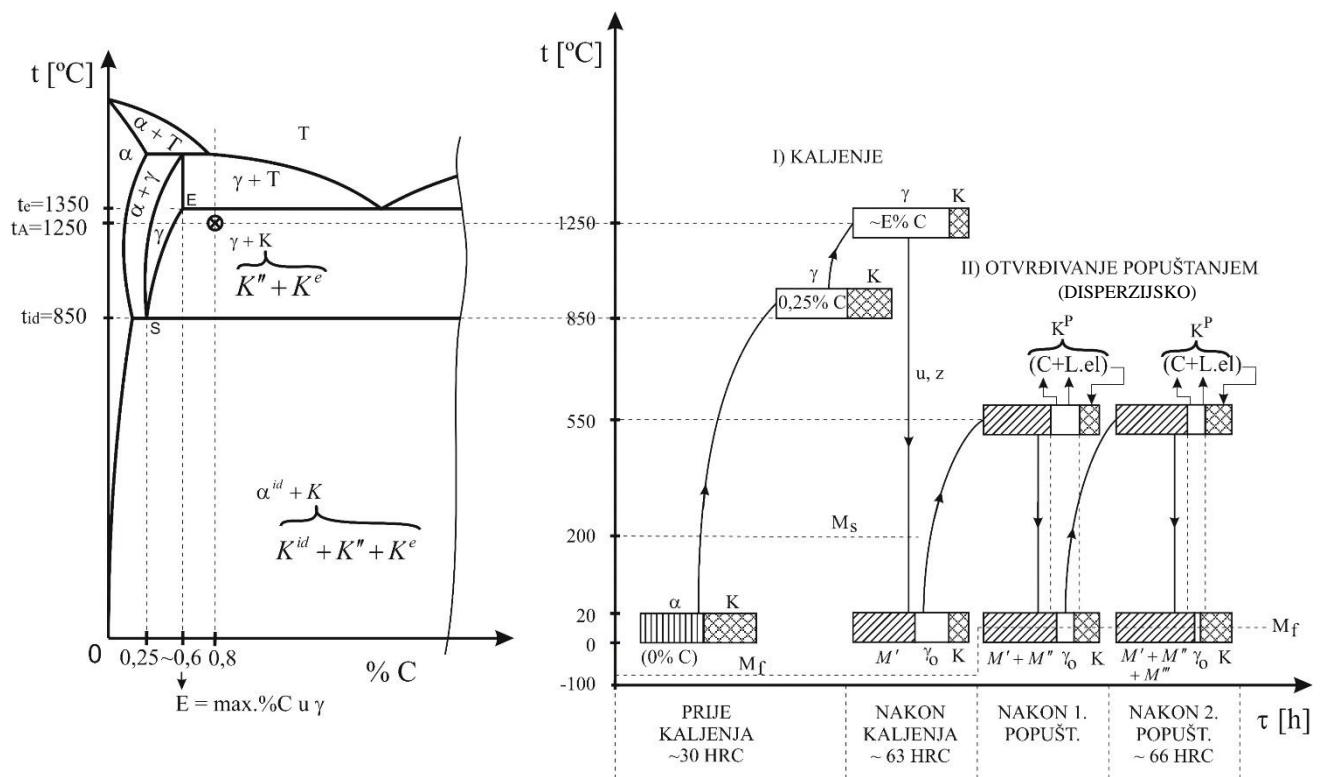
2.3 POSTUPCI TOPLINSKE OBRADE OTVRDNJAVANJA I OČVRŠĆIVANJA METALA DOZRIJEVANJEM, POPUŠTANJEM I TERMOMEHANIČKIM OBRADAMA

Sastoje se u naknadnom zagrijavanju odgovarajuće legure nakon prethodnog naglog gašenja s određene više temperature i zadržavanju određeno vrijeme na povišenoj temperaturi! Ovisno o leguri efekt otvrđnjavanja najčešće se postiže na sljedeća dva načina:

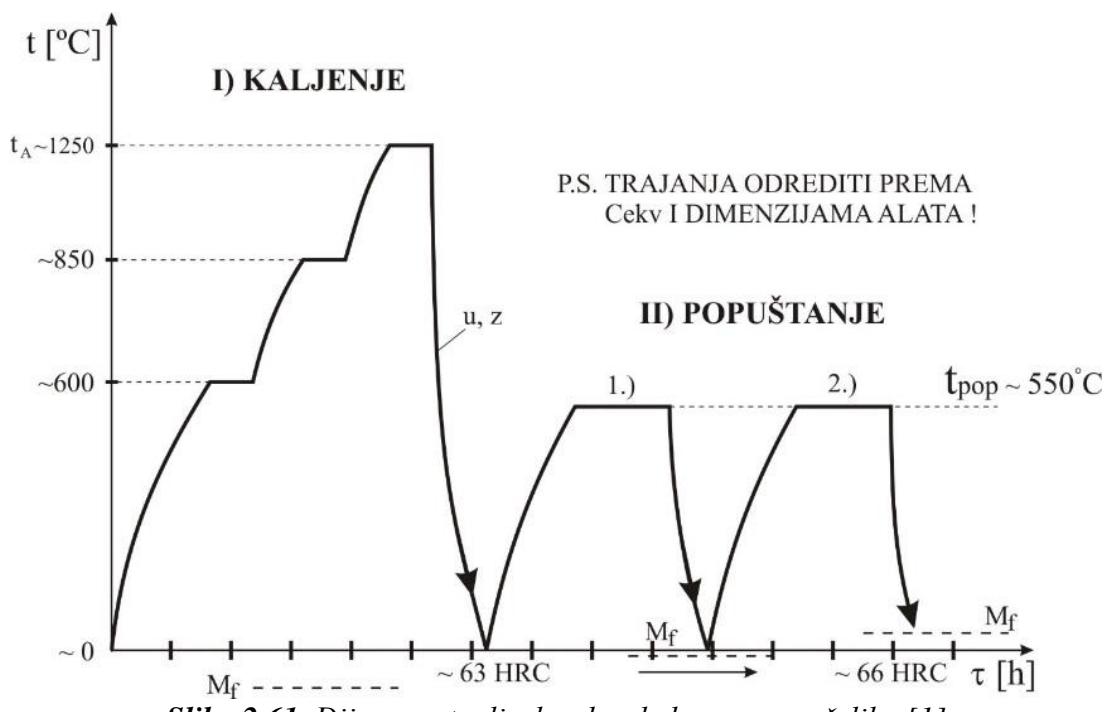
1. Ako je legura bila prije zakaljena i ima martenzita (M), naknadnim zagrijavanjem vrši se *popuštanje* (kao npr. kod brzoreznog alatnog čelika) s efektom otvrđnjavanja.
2. Ako je legura naglim hlađenjem zadržala mješanac (bez promjene rešetke), ali sa znatno većom količinom rastvorenih legirnih elemenata nego što to odgovara ravnotežnom stanju, naknadnim zagrijavanjem na nižim temperaturama ili nakon dužeg vremena na sobnoj temperaturi vrši se *dozrijevanje* (ponekad se naziva i *starenje*) također s efektom otvrđnjavanja (kao npr. kod duraluminija).

2.3.1 OTVRDNJAVA VANJE POPUŠTANJEM

Na lijevoj strani **2.60** prikazan je metastabilni dijagram brzoreznog čelika HS18-0-1. U dijagramu se uočava povećanje eutektoidne (850°C) i eutektičke temperature (1350°C) te smanjenje eutektoidne koncentracije na $0,25\% \text{ C}$. Također se može uočiti da je i feritno područje neprekinuto od sobne temperature do tališta. Promatrani čelik sadrži uz ostale legirne elemente ($3,8 \div 4,5\% \text{ Cr}$; $17,2 \div 18,7\% \text{ W}$; $1 \div 1,2\% \text{ V}$) i $0,8\% \text{ C}$. Postupak toplinske obrade sa shematskim prikazom količine nastalih faza prikazan je na desnoj strani iste slike. Kao i kod svih ostalih legiranih čelika zagrijavanje se provodi u više faza kako bi se umanjio negativni efekt toplinskih naprezanja i naprezanja do kojih dolazi u izratku ako se modifikacije ne odvijaju istodobno po presjeku. Austenitizacija ovog čelika vrši se do 1250°C (blizu solidus linije). Treba voditi računa da solidus linija može biti i niža ako struktura nije homogena (pojava mikrorazlučivanja). Na ovoj temperaturi u austenitu se rastvori nešto manje od $0,6\% \text{ C}$. Ostatak ugljika je vezan u karbidima legirnih elemenata. Gašenjem se jedan dio austenita transformira u tetragonalni martenzit, dok manji dio austenita ostaje nepretvoren. Ovakva struktura je nepovoljna zbog relativno velike količine mekog zaostalog austenita i krtog tetragonalnog martenzita (primarnog M'). Sljedeća faza toplinske obrade jest popuštanje na temperaturi 550°C na kojoj je moguća ograničena difuzija ugljika. Na toj se temperaturi jedan dio tetragonalnog martenzita transformira u kubni (sekundarni M''), a ugljik koji je izšao iz martenzitne rešetke veže se s legirnim elementima povećavajući količinu tvrdih karbida $\text{C}+\text{L.el.} \rightarrow \text{K}^P$ (nastaju tzv. karbidi popuštanja K^P). Istodobno se jedan dio mekog zaostalog austenita transformira u kubni martenzit. Rezultat popuštanja očituje se povećanjem tvrdoće promatranog čelika. Kako se prvim popuštanjem ne transformira cijela količina ni zaostalog austenita niti tetragonalnog martenzita, ponavljanjem postupka popuštanja povećava se udio tvrdih faza (kubni martenzit i karbidi legirnih elemenata), a smanjuje udio mekog zaostalog austenita. Kod nekih alatnih čelika vrši se trostruko popuštanje. Kod alata složenije geometrije toplinska obrada završava žarenjem za popuštanje napetosti (nije prikazano u dijagramu toplinske obrade). **Slika 2.61** prikazuje dijagram toplinske obrade brzoreznog čelika HS18-0-1.



Slika 2.60. Pseudobinarni dijagram slijevanja $18\% \text{ W}$, $4\% \text{ Cr}$, $\sim 0,8\% \text{ C}$ [1]



Slika 2.61. Dijagram toplinske obrade brzoreznog čelika [1]

2.3.2 OČVRŠĆIVANJE TERMOMEHANIČKOM OBRADOM

Termomehanička obrada je proces toplinske obrade kojim se čelik:

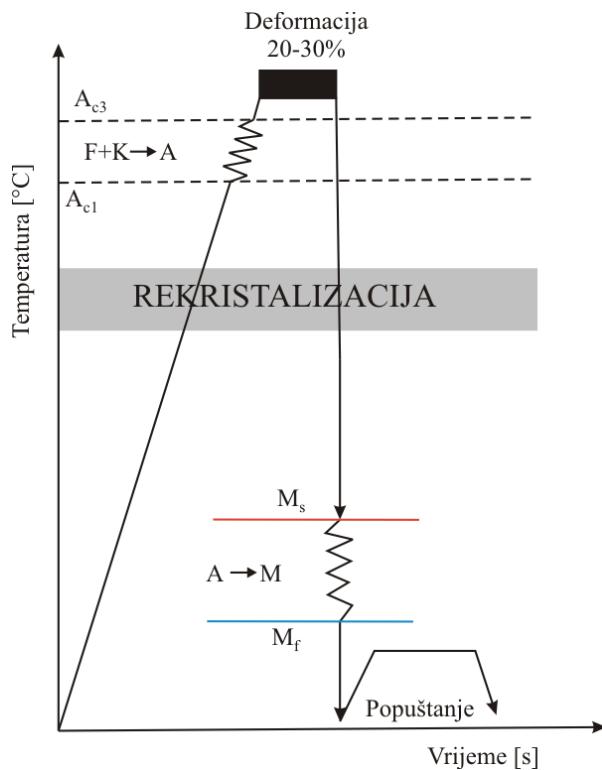
- zagrijava na pravilnu temperaturu austenitizacije t_A (iznad A_{C3});
- zadržava na toj temperaturi određeno vrijeme;
- zatim se dobiveni austenit plastično deformira do određenog stupnja deformacije;
- i konačno hlađi kritičnom brzinom s ciljem dobivanja martenzitne strukture.

Razlikuju se dva načina termomehaničke obrade:

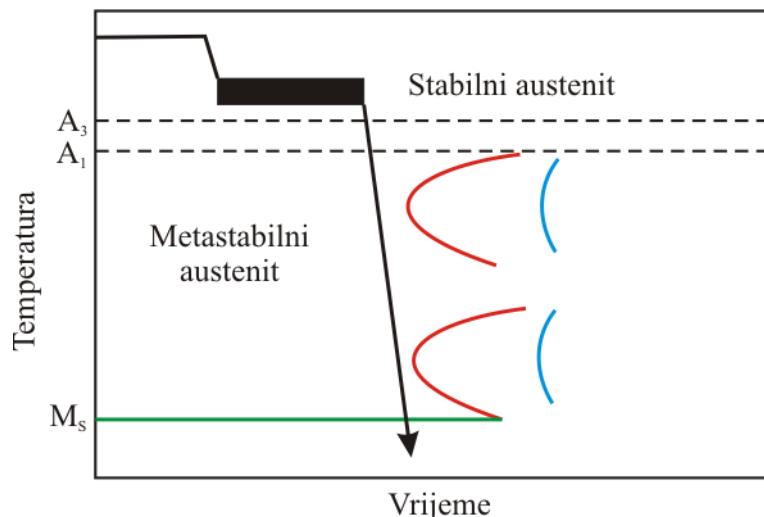
1. visokotemperaturna termomehanička obrada (VTMO) i
2. niskotemperaturna termomehanička obrada (NTMO).

Visokotemperaturna termomehanička obrada (VTMO)

U ovom procesu čelik se zagrijava do temperature austenitizacije, iznad A_{C3} , plastično deformira na toj temperaturi (do stupnja deformacije 20–30 %), nakon čega se koli (kritičnom ili nadkritičnom brzinom hlađenja) te se na koncu popušta na niskim temperaturama. Postupak toplinske obrade prikazan je u dijagramu na *slici 2.62*. Isti postupak prikazan je i u TTT-dijagramu na *slici 2.63*.



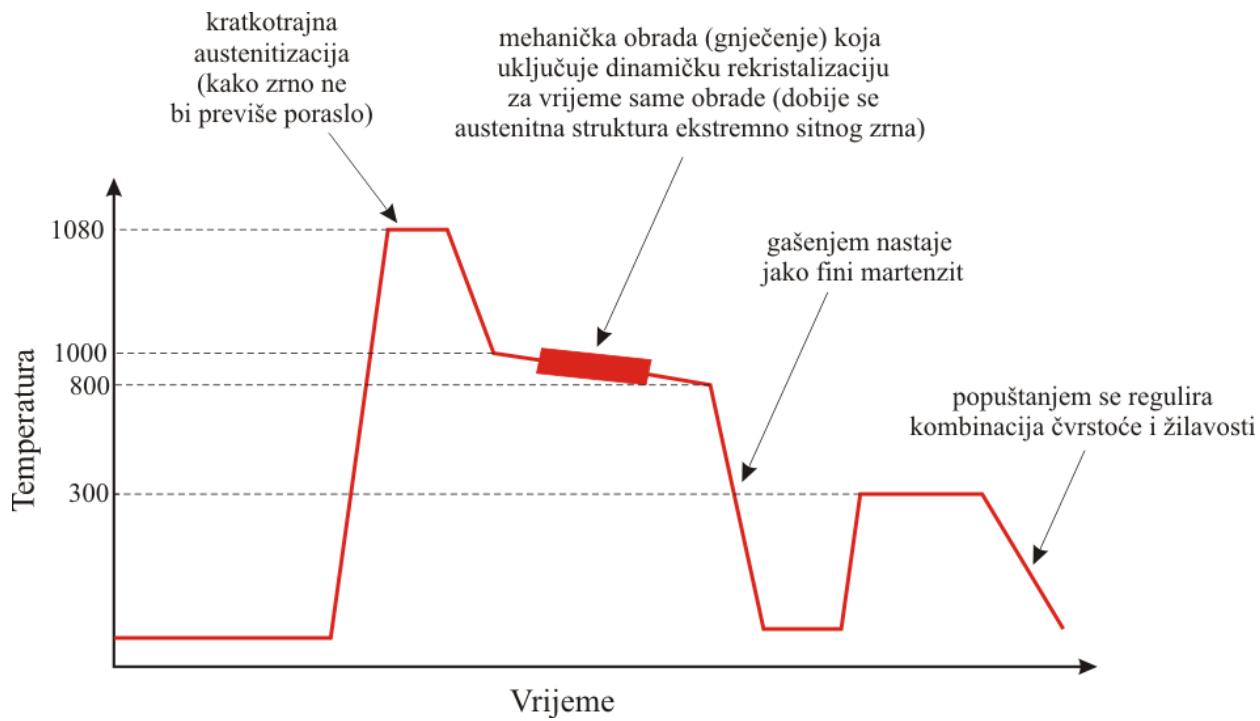
Slika 2.62. Dijagram visokotemperaturne termomehaničke obrade (VTMO) [3]



Slika 2.63. TTT-dijagram visokotemperaturne termomehaničke obrade (VTMO) [3]

Postupkom VTMO može se obrađivati bilo koji čelik (ugljični, legirani).

Slika 2.64 prikazuje primjer VTMO obrade čelika za izradu torzijske opruge.

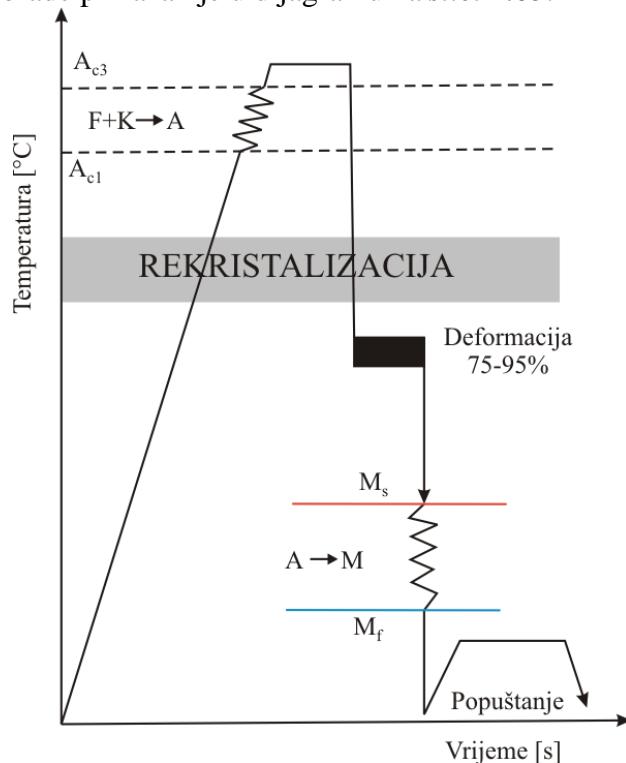


Slika 2.64. VTMO obrada čelika za opruge [3]

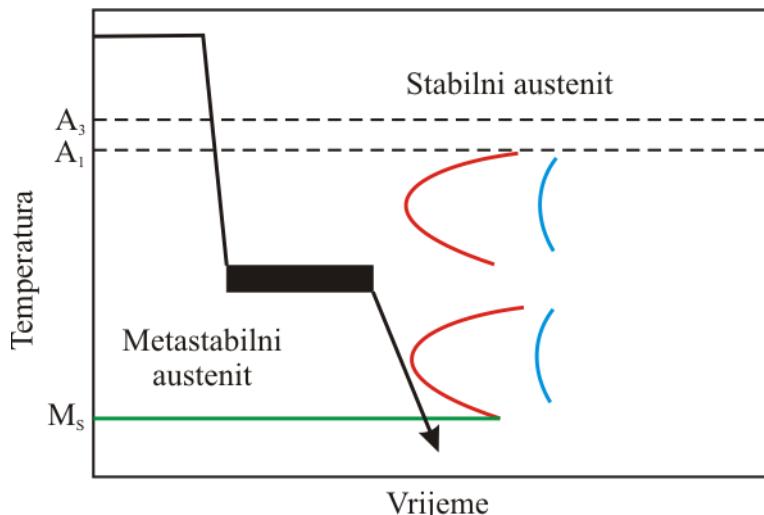
Niskotemperaturna termomehanička obrada (NTMO)

U procesu niskotemperaturne toplinske obrade čelik se zagrijava do temperature iznad A_{C3} , hlađa do temperature na kojoj je austenit još relativno stabilan (ali niže od temperature rekristalizacije), plastično deformira na toj temperaturi (do stupnja deformacije 75–95 %), kritično ili nadkritično hlađe na koncu niskotemperaturno popušta.

Postupak ove toplinske obrade prikazan je u dijagramu na *slici 2.65*.



Slika 2.65. Dijagram niskotemperaturne termomehaničke obrade (NTMO) [3]



Slika 2.66. TTT-dijagram niskotemperaturne termomehaničke obrade (NTMO) [3]

Postupkom NTMO obrađuju se samo čelici s visokom stabilnosti pothlađenog austenita (legirani čelici).

Nakon provedene termomehaničke obrade dobivena mehanička svojstva izrazito su bolja u usporedbi sa svojstvima dobivenima nakon toplinske obrade klasičnog poboljšavanja istog čelika. Najveća čvrstoća postiže se nakon NTMO postupka. Nakon VTMO postupka postižu se srednje vrijednosti i čvrstoće i rastezljivosti. Vrlo je važno primijetiti da nakon termomehaničkih obrada pored visokih vrijednosti čvrstoće, čelik zadržava i dobru plastičnost (rastezljivost). **Tablica 2.1** prikazuje usporedbu svojstava istog čelika nakon različitih toplinskih tretmana.

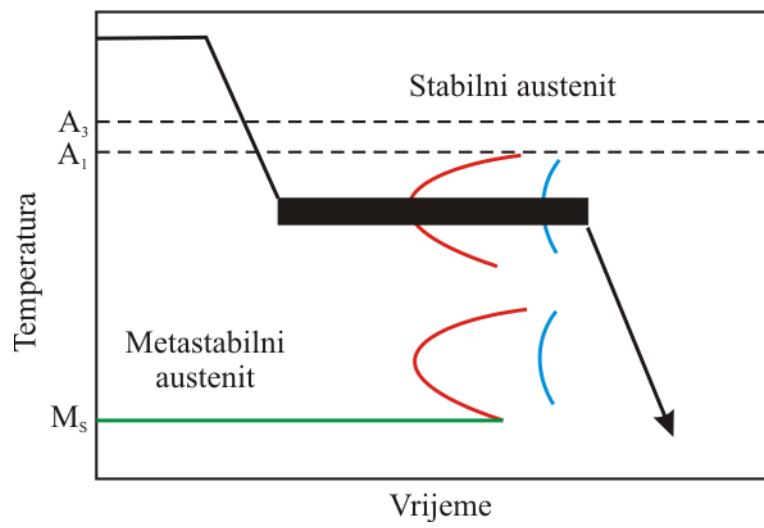
Tablica 2.1. Svojstva istog čelika nakon različitih tretmana

Tretman	Čvrstoća R_m [MPa]	Rastezljivost A_5 [%]
Klasično poboljšavanje	2000 ÷ 2200	3 ÷ 4
VTMO	2200 ÷ 2600	7 ÷ 8
NTMO	2800 ÷ 3300	5 ÷ 7

Do ovakvih kombinacija mehaničkih svojstava nakon termomehaničke obrade dolazi zbog povećanja gustoće dislokacija u martenzitu. Mehaničkom obradom veličina martenzitnog zrna smanjuje se ispod 1 μm . Dislokacijska struktura formirana gnječenjem austenita ostaje i nakon kaljenja u martenzitu.

Izotermičko oblikovanje

Ovaj proces obrade uključuje deformaciju metastabilnog austenita na određenoj izotermičkoj temperaturi, ali uz deformaciju sve dok se pretvorba austenita ne završi (*slika 2.67*). Postupak se vrši sa svrhom izbjegavanja nastajanja lamelarnog perlita kod podeutektoidnih čelika zbog relativno niske žilavosti. Porastom udjela lamelarnog perlita raste prijelazna temperatura prelaska iz krtog u žilavo stanje. Mehaničkom obradom za vrijeme fazne transformacije nastaje struktura koja se sastoji od finih zrna ferita (promjera $\sim 0,5 \mu\text{m}$) sa sferoidiziranim (kuglastim) česticama cementita (promjera $\sim 25 \text{ nm}$). Čelik na kojem se primjenjuje ovakva obrada mora imati odgovarajući izgled TTT-dijagrama. Nužan uvjet je da se s gnječenjem austenita može započeti prije početka transformacije te da ono mora trajati sve do potpunog završetka pretvorbe austenita. Takođe se obradom postiže neznatno povećanje čvrstoće, međutim povećanje žilavosti može biti vrlo značajno zbog nastale strukture. Za značajnije povećanje žilavosti stupanj deformacije mora biti veći od 70 %. Konačno, treba paziti da se temperatura na kojoj se provodi obrada ograniči na feritno-perlitno područje jer pri nižim temperaturama na kojima nastaje bajnit dolazi do značajnog smanjenja žilavosti.

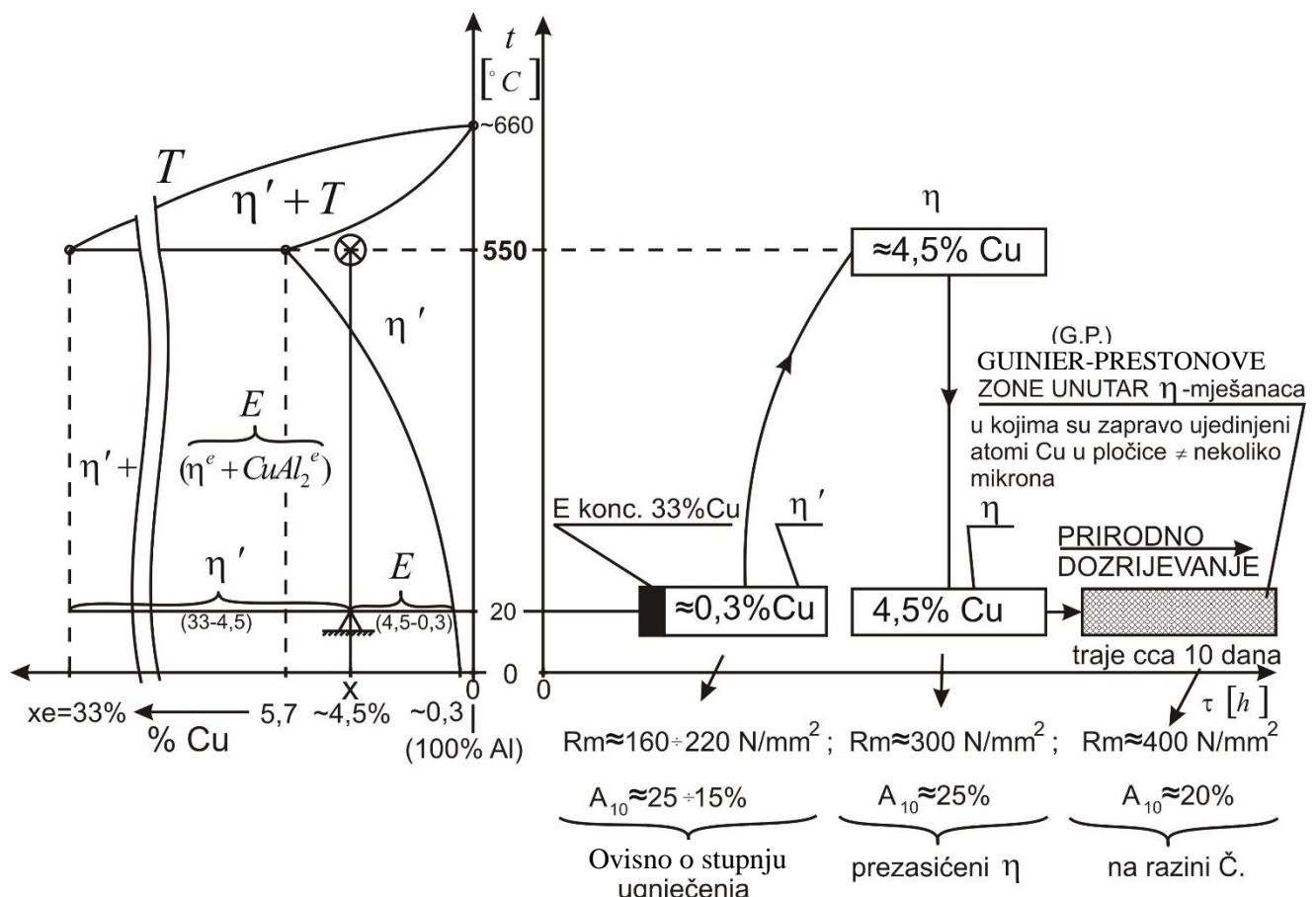


Slika 2.67. TTT-dijagram obrade izotermičkog oblikovanja [3]

2.3.3 OČVRŠĆIVANJE DOZRIJEVANJEM

Primjer: AlCu5 (duraluminij: $\text{Cu} \leq 4\div 5\%$; uz dodatak "Mg+Mn<1%"), *slika 2.68.*

Spada u *toplinski očvrstive* (gnječive) Al-legure. Otvrdivanje, odnosno očvršćivanje koje se ovdje postiže temelji se na promjeni rastvorivosti legirnih elemenata u Al-rešetki, a ne na modifikaciji rešetke kao kod čelika.

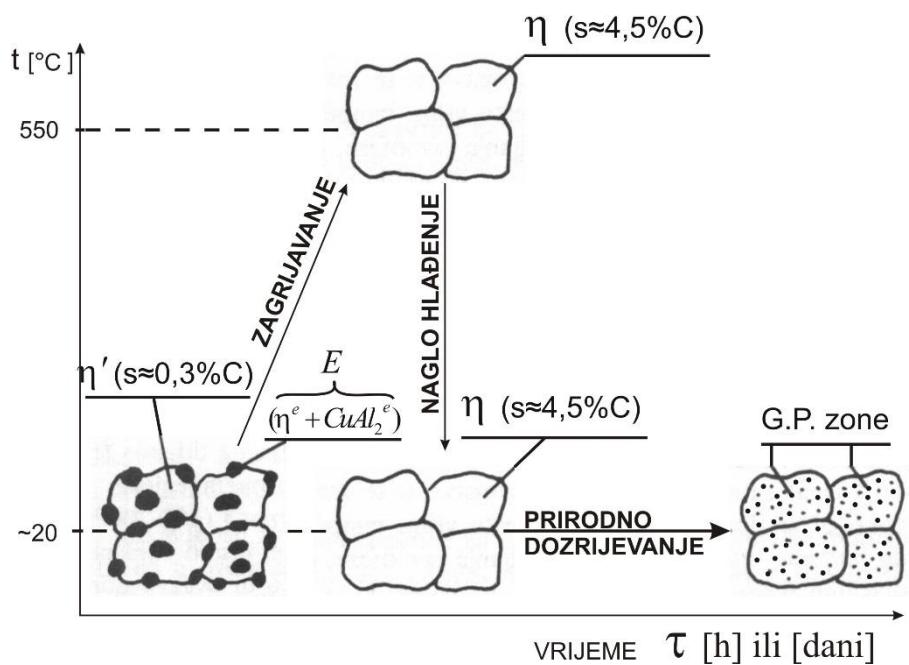


Slika 2.68. Dijagram slijevanja duraluminija sa shematskim dijagramom toplinske obrade [1]

Napomena:

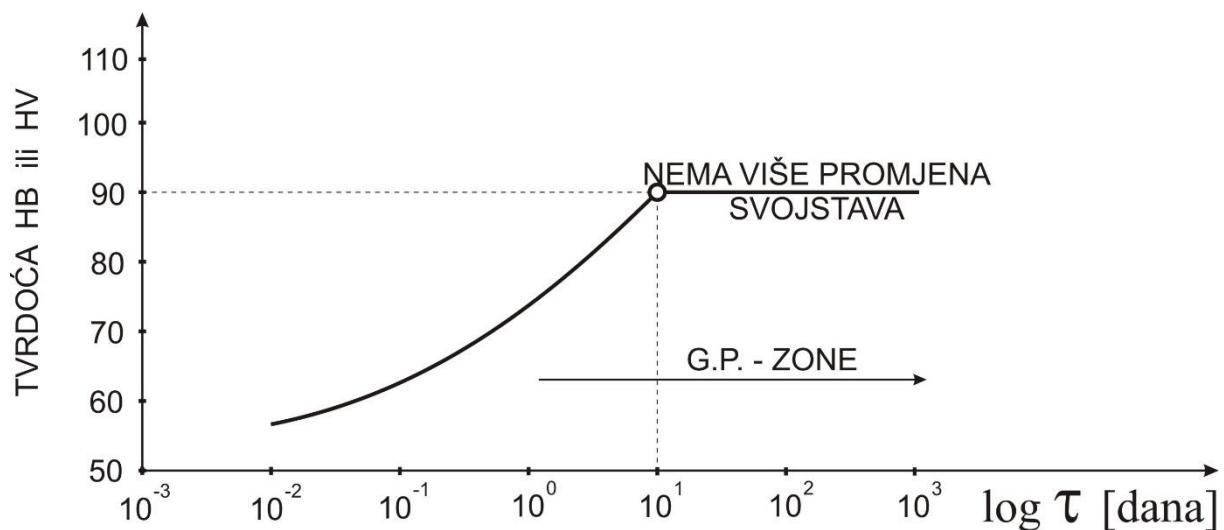
Gusto raspršene čestice spojeva u η -mješancima sprječavaju klizanje po kliznim ravninama (dislokacije) i izazivaju tzv. disperzivno očvršćivanje (*slika 2.69*).

- Naknadnim hladnim gnjećenjem može se dosegnuti čak $R_m \approx 550 \text{ N/mm}^2$ i $\delta \approx 10\%!!$
- Rastezna čvrstoća duraluminija $R_m = 400 \div 500 \text{ N/mm}^2$ daje izuzetno visoku specifičnu čvrstoću po 1 kg ugrađenog materijala konstrukcije u odnosu na čeličnu (gustoća $\rho_{\text{Al}} \approx 2700[\text{kg/m}^3]$, a čelika $\rho_{\text{Č.}} \approx 7850[\text{kg/m}^3]$). Danas je to važan kriterij izbora materijala u strojogradnji.

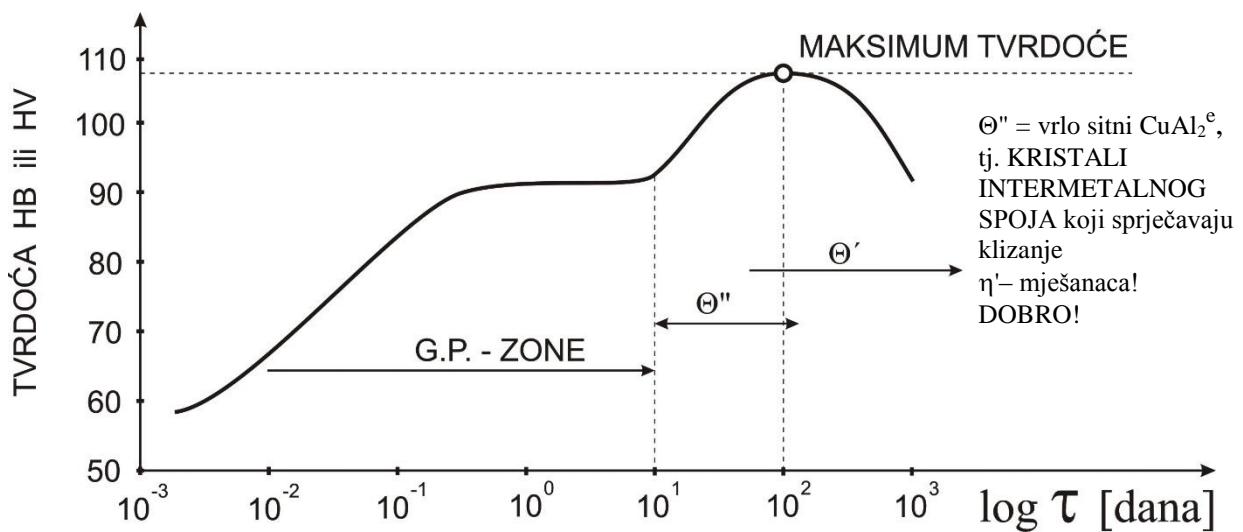


Slika 2.69. Metalografski dijagram toplinske obrade s prikazom faza [1]

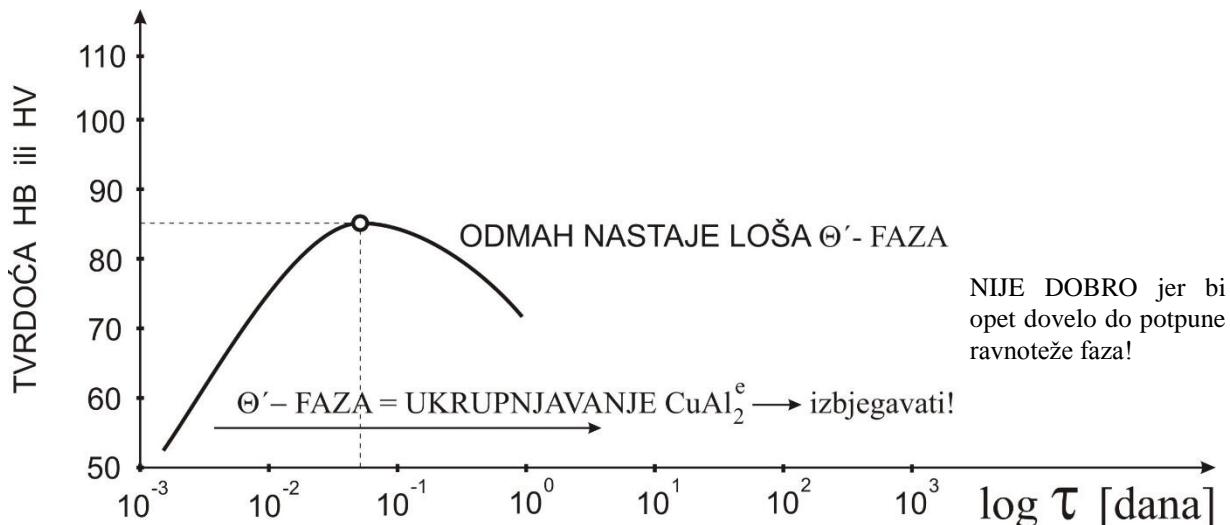
Na slikama u nastavku (slika 2.70, 2.71 i 2.72) može se vidjeti promjena tvrdoće pri dozrijevanju u ovisnosti o temperaturi i trajanju dozrijevanja.



Slika 2.70. Izotermne promjene - prirodno dozrijevanje na $t \approx 20^\circ C$ [1]



Slika 2.71. Izotermne promjene - umjetno dozrijevanje na $t \approx 130^\circ\text{C}$ [1]



Slika 2.72. Izotermne promjene - umjetno dozrijevanje na $t \approx 250^\circ\text{C}$ [1]

Cilj pravilne toplinske obrade je izbjegavanje Θ' faza!

3 NERAZORNA ISPITIVANJA

Svrha ovih ispitivanja je osiguranje pouzdanosti funkcioniranja jednostavnih i složenih konstrukcija te povećanje sigurnosti ljudi, okoliša i imovine u uvjetima eksploatacije. Greške u konstrukcijama koje mogu nastati u fazi proizvodnje ili tijekom eksploatacije konstrukcije treba pravovremeno detektirati kako bi se izbjegle neželjene posljedice.

Ovim se ispitivanjima obično vrši permanentna kontrola kvalitete materijala gotovih strojnih elemenata i čitavih konstrukcija za vrijeme izrade i tijekom eksploatacije.

Pod nerazornim ispitivanjima razumijevaju se metode određivanja nehomogenosti materijala u smislu otkrivanja diskontinuiteta (npr. pukotine, uključci troske, plinski mjeđuri, neprovare, porozitet itd.) kod lijevanih, zavarenih, zakovanih i lijepljenih konstrukcija te grešaka u osnovnom materijalu (dvopljnos, lamelarno trganje...), ali i u ostalim tehnologijama.

Najčešće se metode ispitivanja baziraju na promatranju toka energije kroz promatrani materijal (akustična, ultrazvuk, RTG zračenje, magnetska). Diskontinuiteti u strukturi očituju se promjenom toka energije kroz materijal (prigušenje).

3.1 PODJELA NERAZORNIH ISPITIVANJA

Jednostavna podjela nerazornih ispitivanja razlikuje dvije skupine metoda:

1. Površinske metode:

- Vizualno ispitivanje
- Ispitivanje penetrirajućim bojama
- Magnetsko ispitivanje

2. Dubinske metode:

- Akustična metoda
- Ultrazvučno ispitivanje
- Radiografsko ispitivanje.

3.1.1 VIZUALNI PREGLED

Ovo je najjednostavnija metoda nerazornih ispitivanja. Ljudsko oko je daleko savršenije od mnogih instrumenata i jako je sposobno uočiti diskontinuitete na površinama, koji se javljaju kao tamnija mjesta, mjesta promjene boje, udubljenja i sl. Prethodnim vizualnim pregledom mogu se brzo i dosta pouzdano pregledati velike površine i uočiti u mnogim slučajevima kritične pukotine i greške na površini materijala. Kako većina tehničkih materijala nije prozirna, ovom metodom u većini slučajeva nije moguće uočiti greške u dubini materijala.

Pomoć kod vizualnog ispitivanja mogu pružiti i priručna povećala (do povećanja 10x) ili prenosivi mali mikroskopi (do povećanja 50x), ali nakon što je golin okom uočeno mjesto s vjerojatnom greškom. Nepristupačna mjesta (npr. unutrašnjost plašta rotacijske peći cementa) mogu se vizualno pregledati pomoću zrcala, periskopa ili fiberskopa s direktnim ili televizijskim promatranjem (*slika 3.1*).



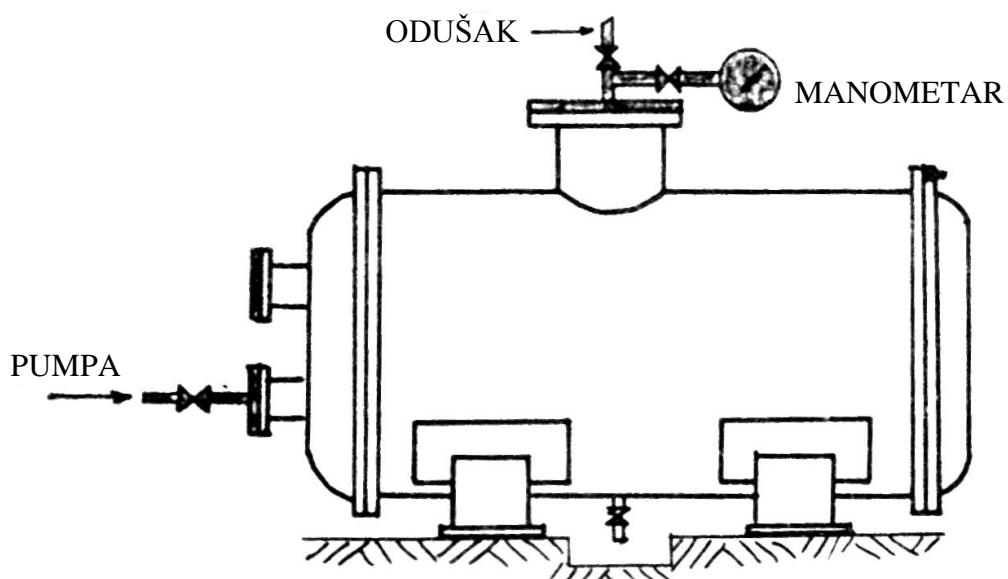
Slika 3.1. Fiberskop s direktnim i TV promatranjem [16]

3.1.2 AKUSTIČKO ISPITIVANJE

Jednostavan način ispitivanja homogenosti je kuckanjem po površini i osluškivanjem odjeka. Napukli komadi i šupljine ispod površina daju karakteristični odjek, pa se na ovaj način mogu naslutiti i dubinske greške, koje se ne mogu vidjeti okom. Ovo jest primitivni akustički način određivanja grešaka u materijalu, ali još se koristi npr. za provjeru homogenosti vagonskih kotača laganim udaranjem čekićem. U novije vrijeme primjenjuju se akustičke metode ispitivanja koje se koriste instrumentima za pojačanje nalaza kako bi se površinske i dubinske greške učinile vidljivima.

3.1.3 TLAČNA PROBA

Nepropusnost posuda ili cjevovoda provjerava se punjenjem vodom i podizanjem tlaka iznad razine u eksploataciji (*slika 3.2*). Ako tlak pada, znači da posuda ili cjevovod curi. Obično se na suhoj posudi ili cijevi s vanjske strane opazi mjesto koje vlaži pa se povećalom može utvrditi postojanje prolaza. Tlačiti se može s malim pretlakom zraka i s druge strane premazati spojeve sapunicom. Mjehuri od sapunice upućuju na prolaz zraka. Primjena zraka s višim tlakom ne preporuča se zbog opasnosti od eksplozije posude!



Slika 3.2. Ispitivanje nepropusnosti tlačenjem vode

3.1.4 ISPITIVANJE PENETRIRAJUĆIM BOJAMA

Ovim ispitivanjem otkrivaju se otvorene površinske greške kao što su npr. pukotine uslijed kaljenja, zavarivanja ili lijevanja, porozitet, zamorne pukotine ... Ispitivanje se zasniva na kapilarnom efektu tekućina vrlo male površinske napetosti, koje su u stanju prodrijeti (penetrirati) i u vrlo uske pukotine. Naknadnim nanošenjem razvijača, tj. sredstva s dobrim učinkom upijanja na ispitivanu površinu, izvlači se iz pukotina penetrirajuća boja koja locira i ocrtava pukotinu. Radi što lakšeg uočavanja greške, penetranti su obično crvene, a razvijači bijele boje. Često se penetrirajućim bojama u cilju olakšavanja detekcije greške dodaje fluorescentni pigment koji svjetluca žučkastozelenim svjetлом kada se osvijetle ultraljubičastom rasvjjetom (*slika 3.3*).

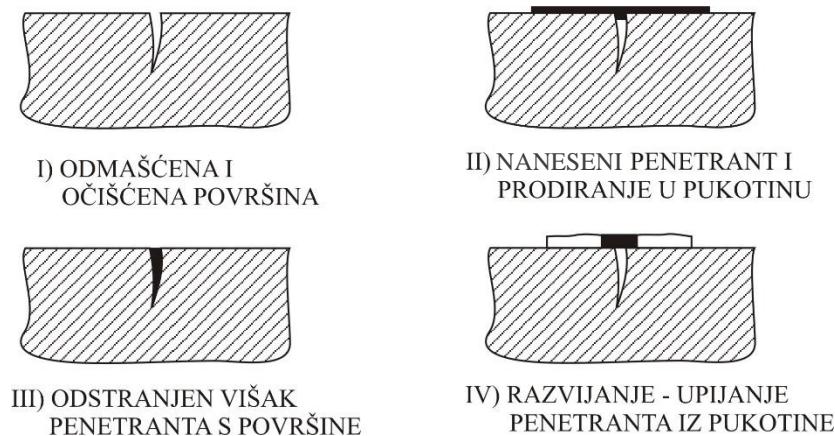


Slika 3.3. Penetrirajuće boje (bojene čestice – lijevo, fluorescentne čestice – desno) [17]

Ispitivanje se odvija u nekoliko koraka (*slika 3.4*) i vrlo je jednostavno:

- Ispitivana površina očisti se od prašine, masnoće i drugih nečistoća jer se porozne i hrapave površine ne mogu ispitivati! (*slika 3.4 I*)
- Na ispitivanu površinu nanese se sloj penetrirajuće boje kistom, štrcanjem ili umakanjem predmeta u boju. (*slika 3.4 II*)
- Pričeka se nekoliko minuta da se boja upije u eventualne pukotine na površini; kada je predmet hladniji, upijanje dulje traje, a kada je topliji, traje kraće (boja može ishlapiti ako je površina prevruća).
- Površina se pažljivo očisti od boje brisanjem krpama ili papirom, ispiranjem vodom s deterdžentima ili otapalima (najčešće s trikloretilenom). Čim nestanu tragovi boje na površini, treba prestati s ispiranjem jer se inače može isprati i boja iz pukotine. (*slika 3.4 III*)
- Na očišćenu površinu nanese se kontrastni prašak – razvijač s velikom moći upijanja. Prašak se nanosi naprašivanjem suhim praškom ili nanošenjem praška rastvorenog u nekoj lako hlapivoj tekućini ili vodi. (*slika 3.4 IV*)
- Sušenje površine s nanesenim praškom traje neko vrijeme, ovisno o tekućini. Nakon što alkohol iz razvijača na površini ishlapi, talk upija penetrant iz pukotine i ocrtava grešku. Ako postoje pukotine, kroz nekoliko će minuta kontrastni prašak upiti boju iz pukotine. Širina traga pukotine znatno je veća od same pukotine.
- Površina se promatra tijekom upijanja boje. Nakon desetak i više minuta boja se toliko raširi iz pukotine da je teško odrediti o čemu se radi. Ako nalaz nije jasan, ispitivanje treba ponoviti ili primijeniti neku drugu metodu nerazornih ispitivanja.
- Moguće je ljepljivom prozirnom trakom skinuti "otisak" pukotine i zalijepiti to uz skicu u izvještaju kao potvrdu ispitivanja.

Ispitivanje površinskih pukotina često se obavlja u radionicama i ne zahtijeva veliku stručnost. Postoji naravno opasnost od nepravilnog provođenja procedure ispitivanja zbog čega se može dogoditi da se pukotina ne otkrije, a da ipak postoji.

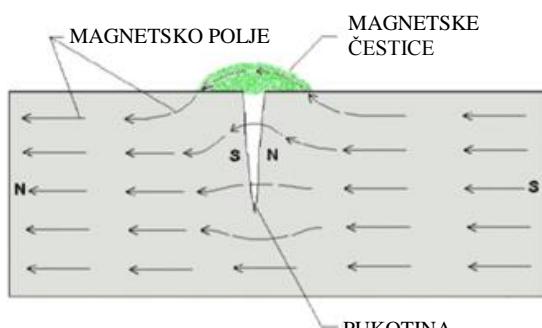


Slika 3.4. Ispitivanje penetrirajućim bojama [18]

3.1.5 ISPITIVANJE MAGNETSKIM ČESTICAMA

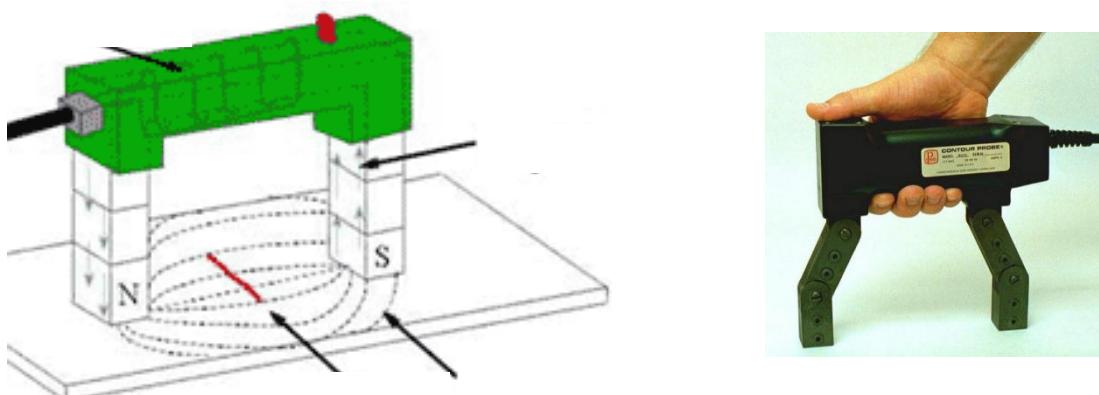
Ovaj način ispitivanja često se koristi u praksi zbog svoje jednostavnosti i pouzdanosti. Osnovno ograničenje primjene jest da se može koristiti samo na magnetičnim materijalima. Austenitni čelici, aluminijске i bakrene legure ne mogu se ispitivati ovim načinom.

Postupak se zasniva na činjenici da magnetski tok u materijalu mijenja smjer na mjestima diskontinuiteta, a ako diskontinuitet izlazi na površinu, magnetski tok prolazi kroz zrak, dok se na homogenoj površini zatvara kroz metal (*slika 3.5*).

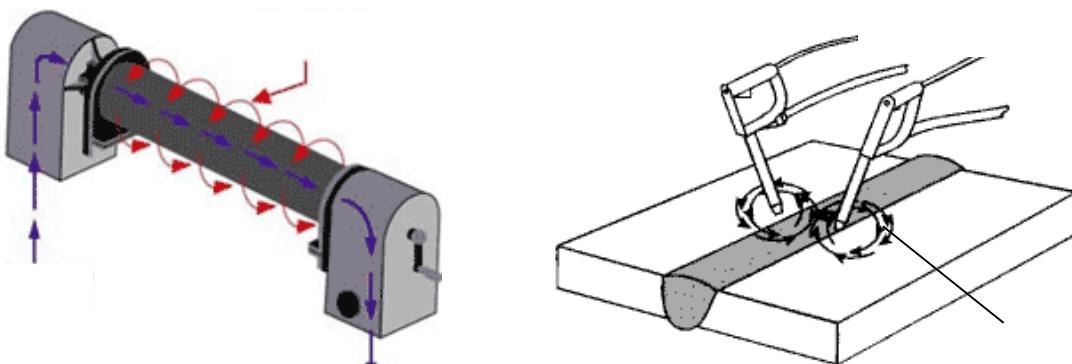


Slika 3.5. Rasipanje magnetskog toka [19]

Površine koje se ispituju mogu se magnetizirati prislanjanjem potkovastog magneta na površinu (*slika 3.6*) ili indukcijom magnetskog toka u ispitivanom komadu električnom strujom (*slika 3.7*).



Slika 3.6. Elektromagnetska potkova [19]



Slika 3.7. Indukcija magnetskog toka električnom strujom [20]

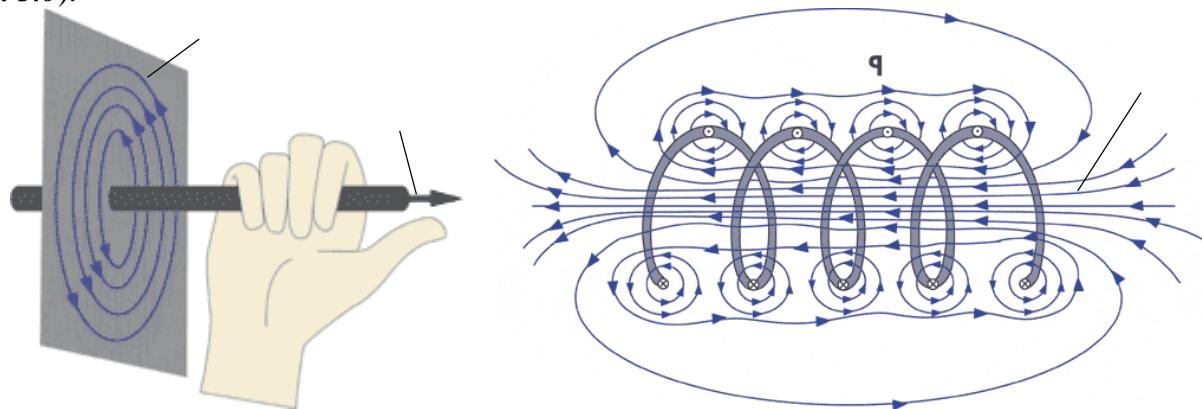
Magnetsko ispitivanje spada u skupinu površinskih metoda ispitivanja bez razaranja. Primjenjuje se samo kod ispitivanja magnetičnih materijala (velika većina čelika, ljevova, legure na bazi nikla i kobalta) u cilju otkrivanja potpovršinskih pukotina vrlo blizu površine (istosmjerna struja) ili na samoj površini (istosmjerna i izmjenična struja).

Princip ispitivanja temelji se na rasipanju magnetskog toka na mjestu postojanja nehomogenosti ili greške u materijalu. Tijekom ispitivanja uzorak se magnetizira jednom od metoda magnetizacije:

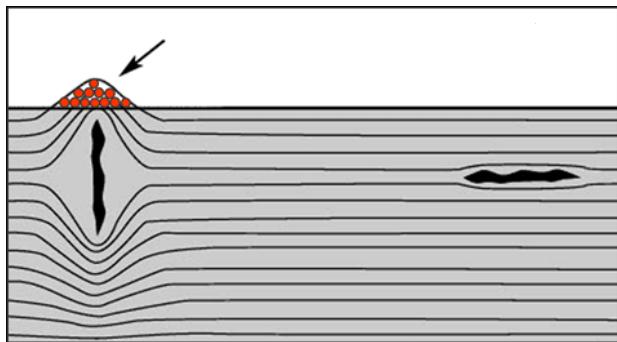
- trajnim (permanentnim) magnetom
- protokom struje (istosmjernom ili izmjeničnom strujom)
- elektromagnetom
- ulaganjem u zavojnicu.

Prolaskom istosmjerne ili izmjenične struje kroz vodič, odnosno zavojnicu, stvara se magnetsko polje po pravilu desne ruke (*slika 3.8*).

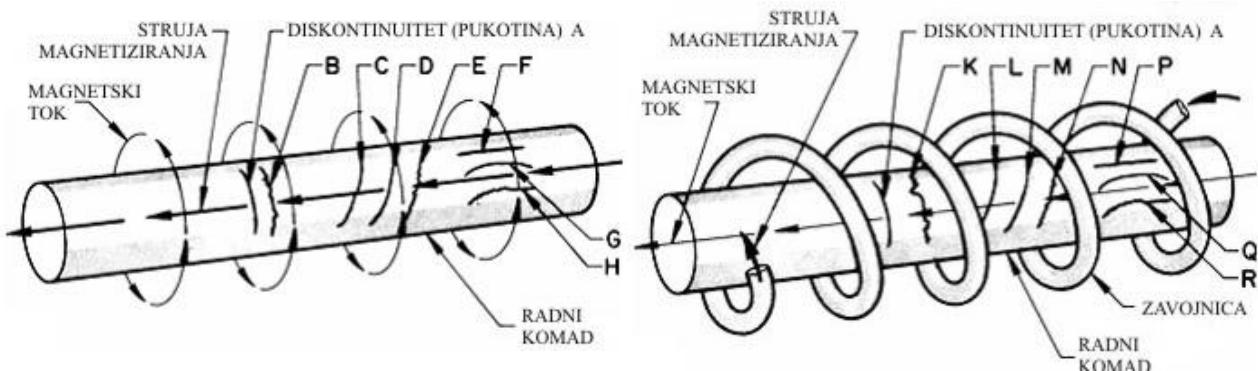
Ako u ispitivanom predmetu nema grešaka ili nehomogenosti, magnetski tok je jednoliko raspoređen unutar predmeta, dok u protivnom dolazi do koncentracije silnica magnetskog toka iznad greške. Za vrijeme ili nakon magnetizacije (ovisno o metodi magnetizacije) ispitivani predmet se posipa suhim feritnim prahom ili prahom u suspenziji petroleja. Ove sitne čestice se u slučaju postojanja greške grupiraju na mjestu rasipanja toka i tvore indikaciju (*slika 3.9*). Na temelju oblika i količine nakupljenog praha moguće je ocijeniti veličinu i ocrt greške. Ovom metodom najbolje se otkrivaju površinske greške okomite na smjer magnetskog polja. U cilju otkrivanja različito orientiranih grešaka (uzdužne i poprečne) ispitivani predmet se magnetizira u dva međusobno okomita smjera (*slika 3.0*).



Slika 3.8. Stvaranje magnetskog polja oko vodiča i oko zavojnice [20]



Slika 3.9. Rasipanje magnetskog polja na mjestu greške i nakupljanje feromagnetskog praha [18]



Slika 3.10. Poprečna i uzdužna magnetizacija osovine [19]

Uzdužnom magnetizacijom osovine otkrivaju se poprečne površinske pukotine na osovinu, a poprečnom magnetizacijom uzdužne.

Prah koji se koristi za ispitivanje obično je sive ili crvene boje, a može biti obojen i fluorescentnom bojom. Ispitivanje se tada obavlja pod ultraljubičastim svjetлом.

Ako se predmet magnetizira istosmjernom strujom, silnice se jednolikom rasporede po presjeku pa se mogu odrediti i pukotine nešto dublje ispod površine. Korištenjem izmjenične struje postiže se veća koncentracija magnetskog polja uz površinu, pa je ova vrsta struje pogodnija za ispitivanje čisto površinskih pukotina. Postoje prijenosni i stacionarni uređaji za ispitivanje magnetskim česticama.

Vrlo važni čimbenici za uspješnost ispitivanja su: magnetska permeabilnost, dimenzije i stanje površine ispitivanog materijala. Ovim načinom ispitivanja moguće je otkriti vrlo sitne površinske pukotine (red veličine nekoliko stotinka mm), ali i potpovršinske greške do nekoliko mm ispod površine.

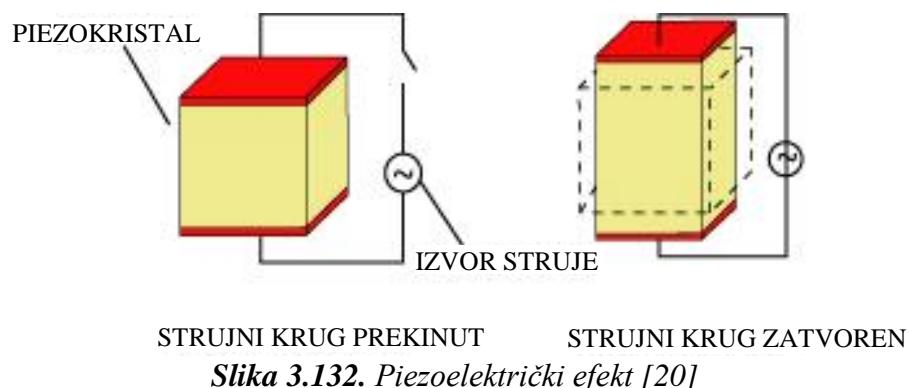
Prema načinu nanašanja feromagnetskih čestica na površinu ispitivanog materijala razlikuje se: suha (čestice u vidu praha, *slika 3.11*) i mokra metoda (čestice u mješavini s petrolejom ili vodom). Nakon svakog ispitivanja predmet ostane magnetičan, pa je neke strojne elemente (npr. radilice motora) nužno demagnetizirati na posebnom uređaju.



Slika 3.11. Nanošenje feromagnetskih čestica suhom metodom [19]

3.1.6 ISPITIVANJE ULTRAZVUKOM (UZV-om)

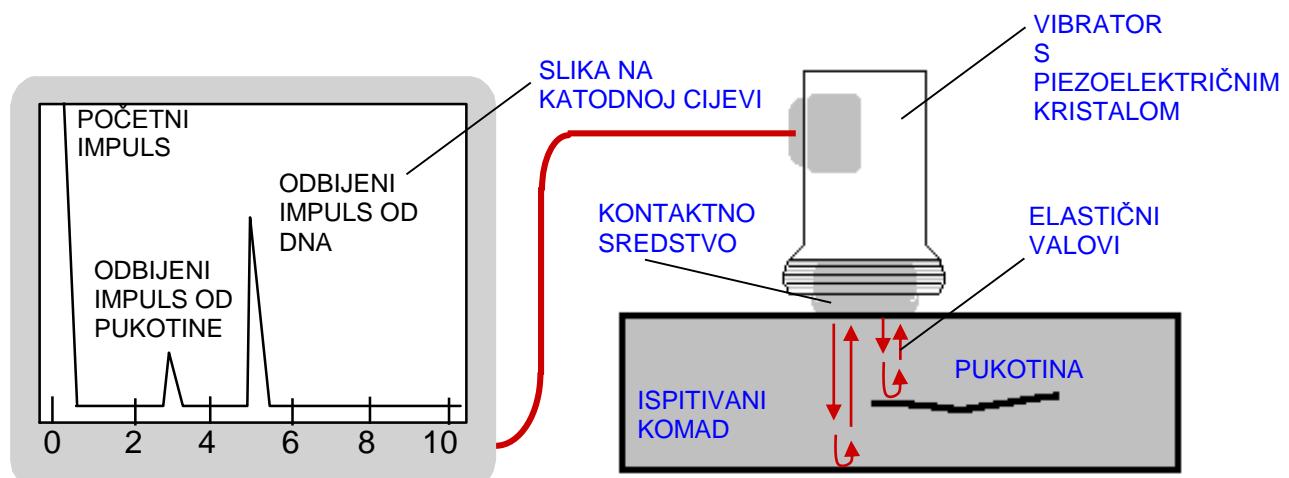
Ova se metoda koristi za otkrivanje dubinskih i površinskih grešaka (diskontinuiteta). Postupak se temelji na pobudi elastičnih valova frekvencije nekoliko MHz u materijalu koji ispitujemo i detekciji refleksije ili transmisije tih valova. Mehanički titraji određenog sredstva s frekvencijom iznad 16000 Hz (ljudsko uho ne može ih registrirati) nazivaju se ultrazvukom. Za pobudu ultrazvučnih valova koristi se piezoelektrički efekt kristala (kvarca, litijeva sulfata, barijeva titanata...). Spomenuti kristali pokazuju svojstvo da se spojeni na izvor visokofrekventne struje stežu ili rastežu u ritmu promjene polariteta izvora (u ritmu narinute frekvencije) (*slika 3.132*). Kristal može postići i obrnuti efekt jer je sposoban mehaničke vibracije (njegovo stezanje ili rastezanje) transformirati u električne impulse (proizvesti izmjenični električni napon) koji se registriraju na katodnoj cijevi uređaja za ispitivanje. Zbog svega rečenoga, u ovom ispitivanju kristal kvarca može se koristiti kao generator i kao prijamnik UZV valova.



STRUJNI KRUG PREKINUT STRUJNI KRUG ZATVOREN
Slika 3.132. Piezoelektrički efekt [20]

Područje primjene ultrazvuka jest za debljine presjeka od 1 mm do nekoliko metara. Najbolji rezultati dobivaju se za raspon debljina od 10 do 300 mm. Površine moraju biti glatke i premazane tekućinom, želatinom ili masnoćom radi osiguranja akustičnog kontakta vibratora i ispitivane površine. Ispitivanje je potpuno bezopasno za rukovatelja i za okolinu.

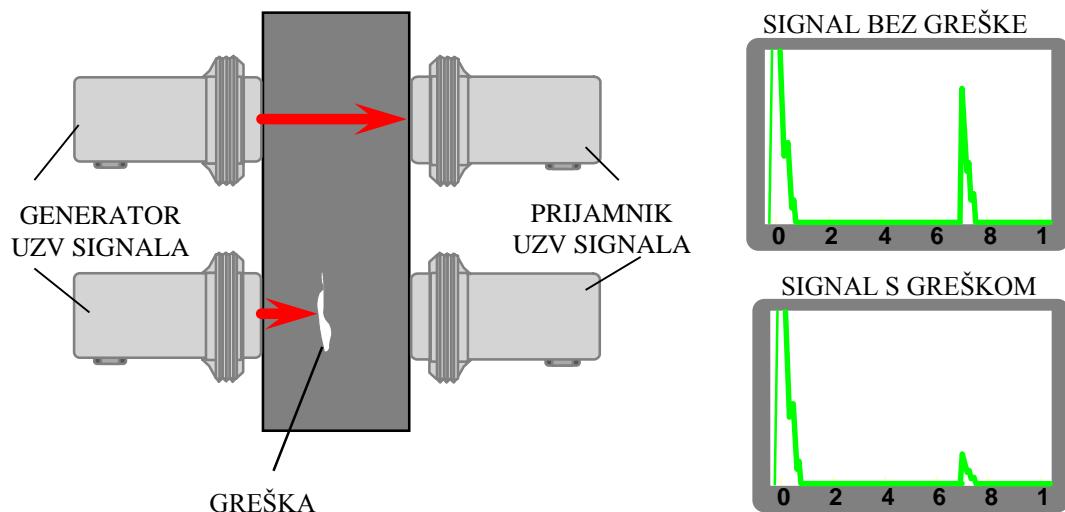
Postupak ispitivanja ultrazvukom prikazan je na *slici 3.143*. Elastični valovi u metalu pobuđuju se titranjem piezoelektričnog kristala prislonjenoga na površinu. Pobudu kristalu daje promjenljivi napon frekvencije nekoliko MHz koji se generira u oscilatoru. Pobuda traje vrlo kratko, tako da kristal emitira valni paket u metal, koji se zatim prostire kroz ispitivani volumen i vraća nazad do kristala. Povratni valovi sada zatitraju kristal i pobude u njemu napon koji se registrira na katodnoj cijevi ekrana kao signal povratnog vala (odboja). Ako valovi nađu na grešku, odnosno materijal bitno različitim akustičnim svojstvima (na primjer pukotina ili plinski mjeđur u metalu), onda se dio valova ili pak cijeli snop, ovisno o veličini greške, ranije odbija i registrira na ekranu.



Slika 3.14. Postupak ispitivanja ultrazvukom – odbijanjem (echo metoda) [21]

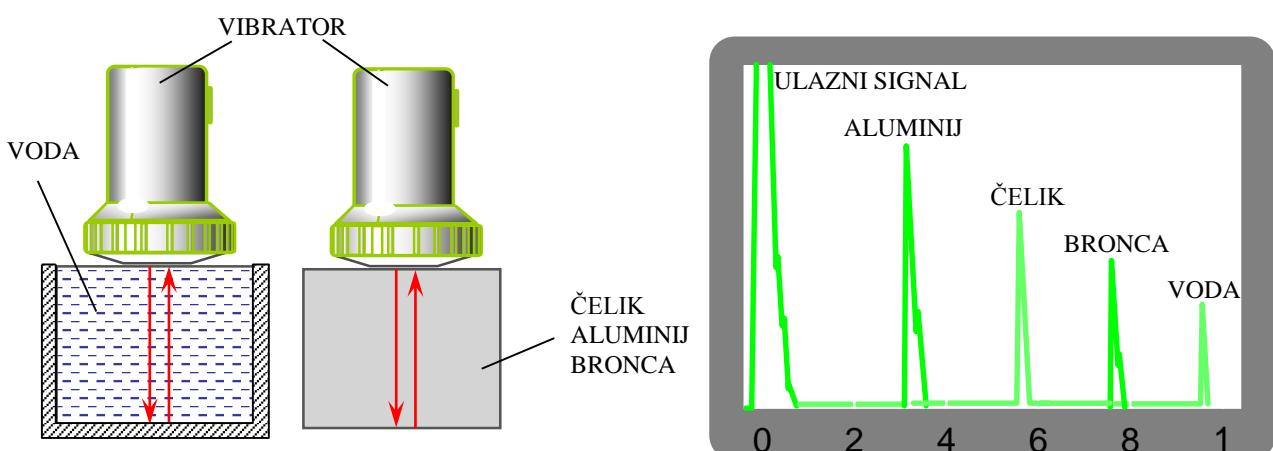
U prethodnom slučaju UZV vibrator je ujedno emitir i prijamnik signala. Kod ovakvih vibratora minimalna debljina ispitivanog komada je oko 10 mm zbog "mrtve zone". Početni impuls koji glava emitira traje vrlo kratko, ali kod tanjih materijala može se dogoditi da se povratni impuls vrti prije nego kristal prestane titrati od početnog impulsa, te se dobiva nejasni signal. Debljine materijala do kojih dolazi do ovakve pojave nazivamo "mrtva zona". To predstavlja ograničenje ove metode ispitivanja.

Moguće je ispitivanje i s dva vibratora, jedan stalno emitira valove, a drugi ih prima s druge strane materijala. U slučaju postojanja greške između ova dva signala dolazi do prigušenja ili signal na ekranu potpuno nestane (*slika 3.15*).



Slika 3.154. Postupak ispitivanja ultrazvukom – prozvučavanje ili transmisijsko ispitivanje [21]

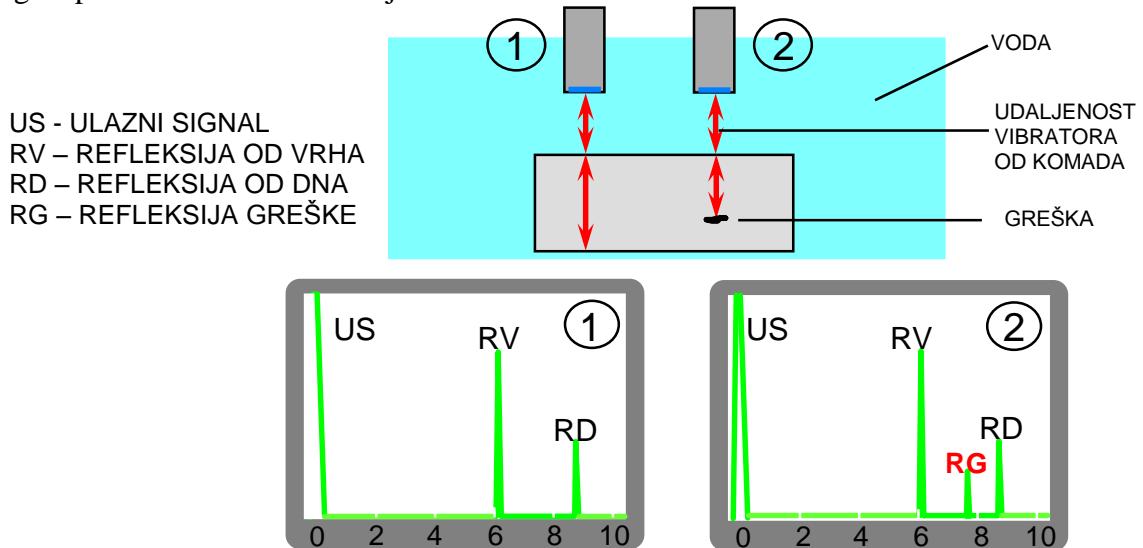
Frekvencije koje se primjenjuju kod ispitivanja materijala kreću se od 0,5 do 20 MHz. Brzina zvuka ovisi o vrsti i temperaturi medija u kojem se UZV rasprostire: od 330 m/s u zraku, preko 1500 m/s u vodi do oko 6000 m/s u čeliku ili oko 6300 m/s u aluminiju (*slika 3.15*).



Slika 3.16. Brzina ultrazvuka u različitim metalima [21]

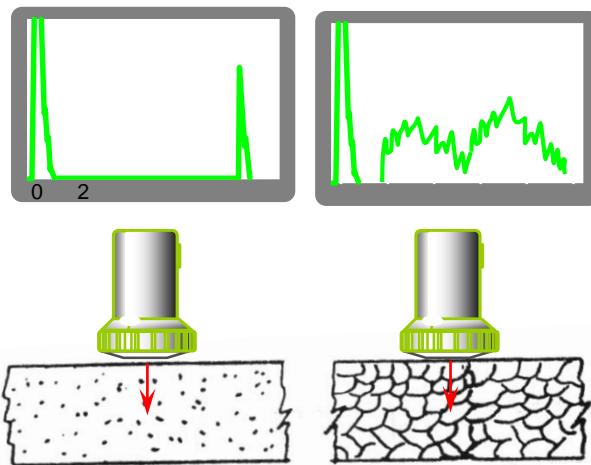
Kod automatiziranih metoda ispitivanja u serijskoj i masovnoj proizvodnji koristi se imerzijska metoda, tj. ispitivanje uranjanjem ispitivanog komada i vibradora ispod površine vode (*slika 3.17*).

Prednost ove metode je ta što se "mrtva zona" nalazi u vodi (između ispitivanog komada i vibratora) pa se mogu ispitivati vrlo tanki materijali.



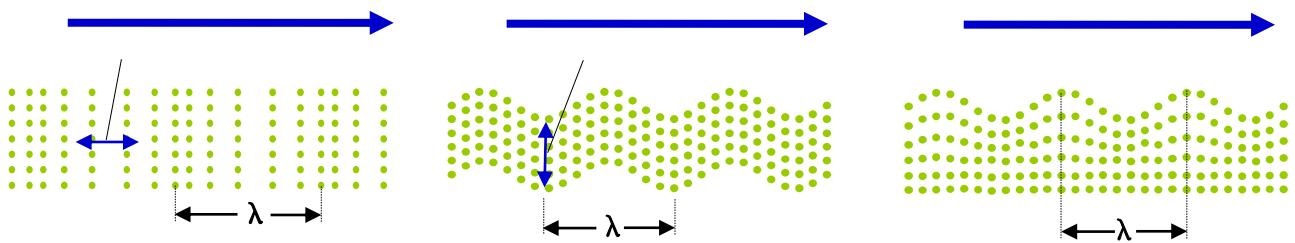
Slika 3.17. Imersijska metoda ispitivanja [21]

Slika 3.187 prikazuje utjecaj strukture na UZV ispitivanje. U slučaju da se vrši ispitivanje krupnozrnatih materijala kod kojih je veličina zrna približno jednaka valnoj duljini ultrazvuka, dolazi do njegova rasipanja i refleksije o granice zrna. To je čest slučaj kod odljevaka i otkivaka kod kojih je u središtu presjeka obično krupnozrnatata struktura. Ispitivanje ovakvih materijala vrši se vibratorima s nižom frekvencijom (povećavamo valnu duljinu).



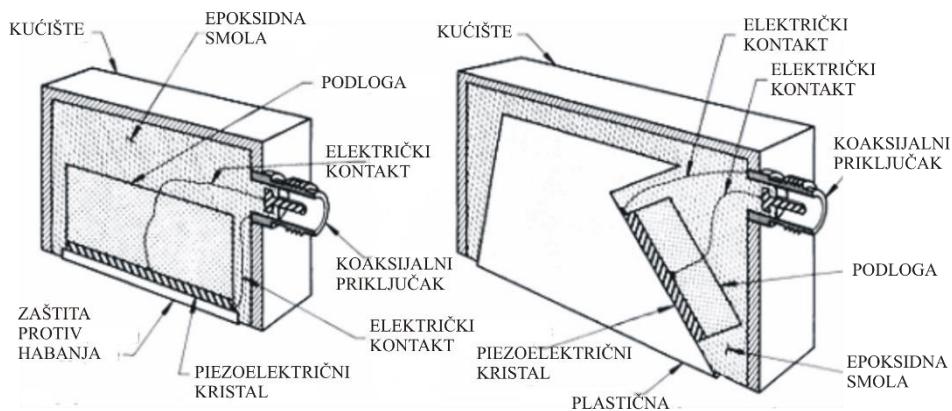
Slika 3.18. Utjecaj strukture materijala na rezultate ispitivanja [21]

U krutim tijelima moguće je pobuditi nekoliko načina širenja elastičnih valova. Kod ispitivanja ultrazvukom u tehnici koriste se uglavnom uzdužni (longitudinalni) i poprečni (transverzalni) valovi (*slika 3.18*). Površinske pukotine mogu se otkrivati i površinskim (Rayleighevim) valovima.



Slika 3.18. Vrste elastičnih valova u metalu [18]

U ispitivanjima se najčešće koriste dvije vrste vibratora, i to ravni (plosnati) i kosi (*slika 3.19*). U praksi se ovi kristali, u svojim kućištima, nazivaju još i vibratori ili ultrazvučne glave.

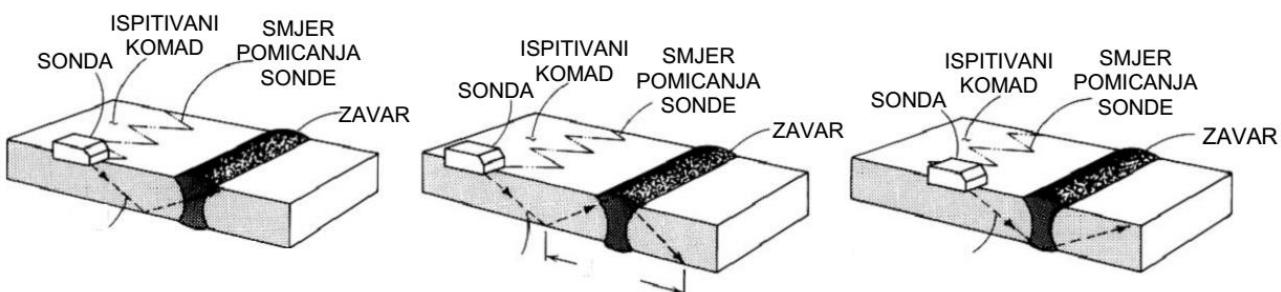


Slika 3.19. Vibrator s ravnom glavom (lijevo) i kosom glavom (desno) [18]

Ravni vibratori su promjera od nekoliko milimetara do dvadesetak milimetara. Dimenzije im odgovaraju rezonantnoj frekvenciji koja ih pobuđuje na titranje. S obzirom na to da im valna duljina odgovara promjeru, daju usmjereni snop elastičnih valova, koji se ipak u metalu širi u obliku stošca.

Ravnim vibratorima mogu se otkriti greške postavljene okomito na smjer valova, što znači da za potpuno ispitivanje treba prozvučiti materijal u nekoliko smjerova. Ovaj vibrator daje longitudinalne (uzdužne) valove koji imaju nešto veću brzinu od transverzalnih (poprečnih) valova.

Kosim vibratorima u materijalu se pobuđuju poprečni valovi, dok se uzdužni skrenu prema površini (vibrirajući kristal pobuđuje sve vrste valova u podlozi, međutim između pravaca prostiranja uzdužnih i poprečnih valova postoji neki kut za koji je moguće nagibom kristala ukloniti jedan od valova). Ovim vibratorima najčešće se ispituju zavareni spojevi pomicanjem kosog vibrаторa pored zavara (*slika 3.20*).



Slika 3.20 Tehnika ispitivanja sučeonog zavarenog spoja UZV vibratom s kosom glavom [18]

Na površini zavarenog komada nacrtaju se linije koje predstavljaju mjesto indikacije lica i korijena zavara. Ispitivanje se vrši "cik-cak" metodom između tih dviju linija. Ako geometrija to zahtijeva,

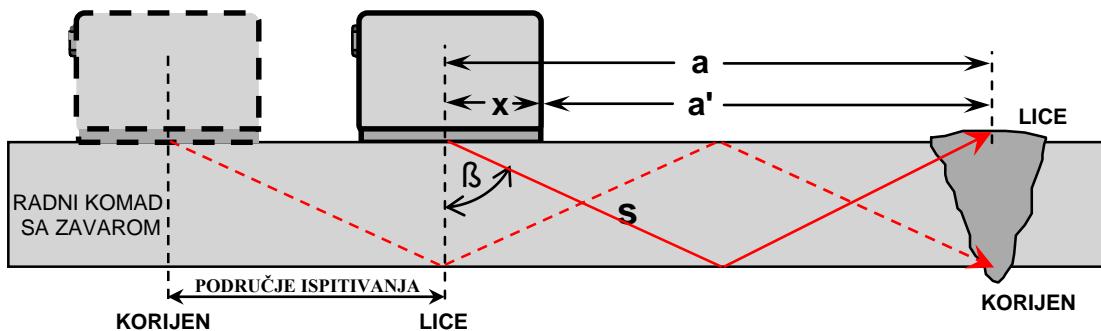
može se koristiti i druga odskočna udaljenost. Pozicija ovih linija u odnosu na središte zavara lako se izračuna iz debljine materijala i kuta nagiba vibratora (*slika 3.21*). Ako nema greške, na zaslonu ćemo vidjeti samo ulazni signal, a ako postoji greška, dobit ćemo indikaciju na zaslonu. Dubinu na kojoj se nalazi greška određujemo iz njene pozicije u odnosu na vremensku bazu na zaslonu.

$$a = 2 s \sin \beta$$

$$\begin{aligned} \beta &= \text{nagiba kosog vibratora} & a &= \text{udaljenost vibratora} \\ s &= \text{zvučni put} & & \text{od greške} \end{aligned}$$

$$a' = a - x$$

$$a' = \text{umanjena udaljenost} \\ \text{vibratora}$$



Slika 3.21. Ispitivanje sučeonog zavarenog spoja UZV vibrаторom s kosom glavom [18]

Ispitivanje zavara treba provesti s obje strane kako bi se mogle otkriti greške koje se ne mogu detektirati s jedne strane.

Ispitivanje ultrazvukom zahtijeva dulju obuku i ozbiljnost u radu. Moguće je nemarnim rukovanjem vibrаторom sasvim previdjeti postojanje grešaka, proglašiti velike greške zanemarivima i slično. Inače je samo ispitivanje brzo i relativno jeftino. Uredaji su prenosivi i većinom rade na baterije, pa nisu pogibeljni za rukovatelja.

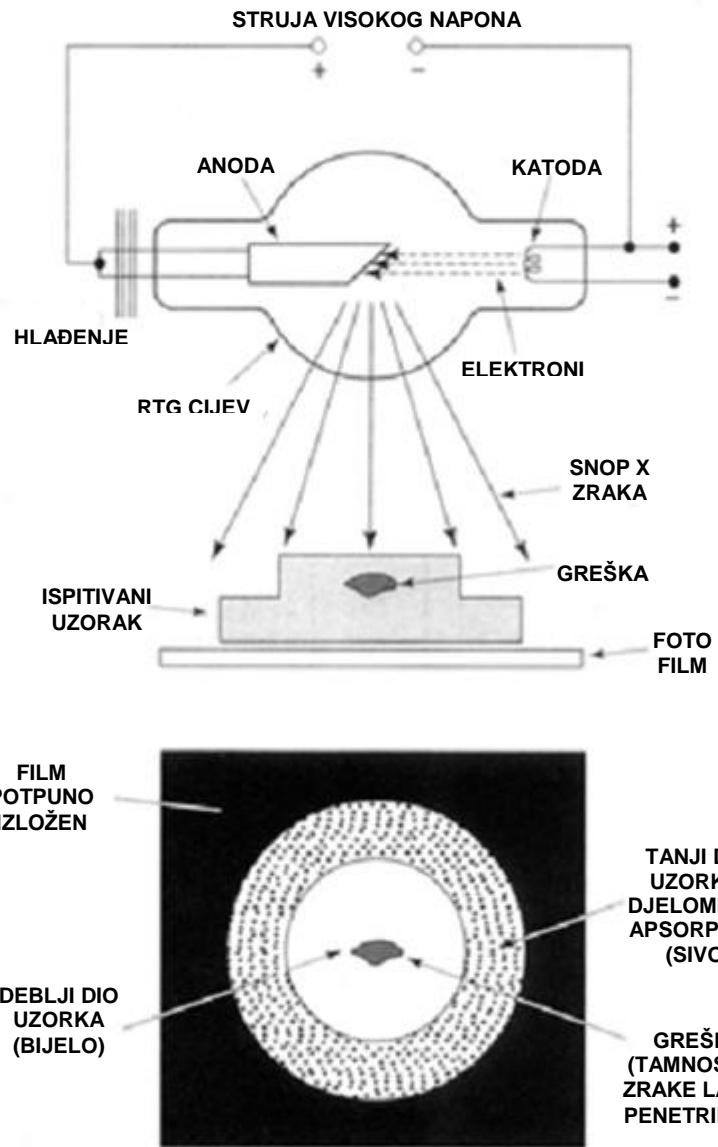
Kod serijskih ispitivanja koriste se automatizirani postupci ispitivanja, premda je bit ispitivanja ista. Registracija nalaza se automatizira, kao i ocjena veličine greške. Moderniji uređaji imaju umjesto katodne cijevi digitalni prikaz nalaza, procjenu veličine i položaja greške.

Iako se ultrazvukom najčešće ispituju metali, moguća su i ispitivanja plastike, porculana, keramike...

3.1.7 RADIOGRAFSKO ISPITIVANJE (RTG)

Vrlo stari način ispitivanja homogenosti materijala je prozračivanje ionizirajućim zračenjem. Detekcija greške zasniva se na različitoj apsorpciji zračenja u materijalu i greški, a nalaz se registrira na fluorescentnom ekranu, filmu ili kamери (*slika 3.22*).

Izvori zračenja mogu biti elektronički ili radioaktivni izotopi. Prednost elektroničkih izvora zračenja u tome je što su potpuno bezopasni kada su isključeni iz električne mreže, dok je kod radioaktivnih izotopa nedostatak taj da stalno zrače bez obzira na to koriste li se za snimanje ili ne. Osim toga zračenjem se smanjuje broj radioaktivnih atoma tako da izotop s vremenom sve slabije zrači (nakon nekog vremena nije upotrebljiv za snimanje, dok i dalje ostaje dovoljno opasan za ljude!). Rendgensko i gama-zračenje predstavljaju oblik energije koji se rasprostire elektromagnetskim valovima. Međusobno se razlikuju po valnoj dužini koja kod gama-zraka iznosi 10^{-12} m, a kod rendgenskih 10^{-10} m. Izvor rendgenskih zraka je rendgenska cijev, a izvor gama-zraka izotopi radioaktivnih elemenata (npr. Co 60, Ir 192).



Slika 3.22. Radiografsko ispitivanje [18]

Princip ispitivanja temelji se na prozračivanju ispitivanog materijala i prigušenju, tj. slabljenju energije prolaskom kroz materijal. Zbog prigušenja zračenja prolaskom kroz ispitivani uzorak intenzitet izlaznog zračenja manji je od njegove ulazne vrijednosti. Pad intenziteta zračenja ovisi o vrsti materijala (različiti materijali imaju različit koeficijent prigušenja) i o debljini materijala. U cilju trajnog zapisa defekata i njihove naknadne procjene koristi se zapis na fotografском filmu iako se slika može dobiti i na zaslonu. Snaga prijenosnih industrijskih rendgenskih aparata kreće se od 20 do 300 kV, a moguće debljine prozračivanja kreću se do oko 50 mm za čelik. Postoje i stacionarne izvedbe tih aparata s većim snagama (do oko 500 kV) i mogućnostima prozračivanja. Ako se koristi izvor γ -zračenja, onda je moguće prozračiti debljine i veće od 100 mm za čelik.

Rendgenskim i gama-zrakama moguće je otkriti nehomogenosti (greške) u unutrašnjosti materijala (šupljine, trosku, pukotine, neprovare, naljepke...).

Prvi elektronički izvor zračenja je rendgenska cijev (*slika 3.22*). U cijevi vlada visoki vakuum. Na katodi zbog zagrijavanja žarne niti strujom niskog napona dolazi do termoemisije elektrona. Zbog visokog napona (60 do 500 kV) koji vlada između anode i katode elektroni se u vakuumu ubrzavaju i dostižu vrlo veliku brzinu (gotovo brzinu svjetlosti). Udaranjem u anodu pretvara se kinetička

energija elektrona u elektromagnetsko zračenje karakteristično za rendgenske (x) zrake. Elektroni su ubrzani električnim poljem visokog napona između katode i anode. Što je napon veći, to je prodornost zračenja veća.

Spomenuti naponi daju elektronima odgovarajuću energiju u eV, a to odgovara energiji zračenja koja je posljedica udara elektrona u atome anode:

$$\text{potencijalna energija} = \text{energija zračenja},$$

odnosno

$$E \cdot e = h \cdot f$$

$$f = \frac{E \cdot e}{h} [1/s]$$

gdje je E = napon između katode i anode [V]

e = naboј elektrona [As]

h = Planckova konstanta [Js]

f = frekvencija zračenja [1/s].

Naponima do 500 kV moguće je prozračivati metal u razumnom vremenu za postizanje potrebnog zacrnjenja na filmu do debljina od 50 do 100 mm, ovisno o vrsti metala (metali različito prigušuju zračenje - aluminij slabo, čelik srednje, bakar znatnije, olovo jako).

Elektronički izvori zračenja za energije preko 0,5 MeV su složeniji i zasnivaju se na linearnom ili kružnom ubrzavanju elektrona, koji na kraju udaraju u anodu i daju zračenje. Energije ovih akceleratora iznose do nekoliko MeV, što omogućuje ispitivanje materijala debljina do 300-400 mm. Linearni akceleratori i ciklotroni smještaju se u masivne bunkere da osiguraju okolinu od zračenja. U radu s tim uređajima potrebna je velika čistoća ispitivanog predmeta jer čestice prašine mogu postati radioaktivne pod utjecajem zračenja energije preko 1 MeV!

Gama (γ) zračenjem (radioaktivnim izotopima) moguće je ispitati veće debljine materijala jer je ono prodornije (manje valne duljine λ) od rendgenskoga. Osim te prednosti, gama-zračenje je neovisno o nekom drugom izvoru energije, pa je uređaj lako prijenosan te se može koristiti i na mjestima gdje ne postoji priključak za struju. Glavni nedostatak ovog zračenja je stalnost zračenja (ne može se «ugasiti») i potreba posebnih mjera zaštićivanja.

Radioaktivne tvari kao izvori zračenja koriste se još od otkrića elementa radija. Danas se uglavnom koriste radioaktivni izotopi kod kojih je raspodjeljen oslobađanjem gama-zračenja. Alfa- i beta-zrake nisu korisne za prozračivanje materijala.

Za ispitivanja se najviše koriste izotopi iridiјa, cezija i kobalta. Osnovne linije u spektru zračenja idu od 0,6 do preko 1 MeV, a poluživot od nekoliko mjeseci do nekoliko godina (**tablica 3.1**).

Tablica 3.1. Zračenje izotopa i poluživot raspada

Izotop	Osnovne linije u spektru (gama-zračenje u MeV)	Poluživot
Iridij 192	0,31; 0,47; 0,80	75 dana
Cezij 37	0,66	33 godine
Kobalt 60	1,33; 1,17	53 godine

(Prema: *Nondestructive testing handbook*, R. C. McMaster, Ronald Press, N. York, 1959.)

Iridij daje "najmekše" zračenje pa je pogodan za manje debljine stijenki. Često se koristi za snimanje na terenu. Kobalt daje najprodornije zračenje pa je pogodan za masivnije komade (odljevcici, bronca...). Ujedno je i stijenka zaštitnog spremnika za kobalt deblja nego za iridij, što mu smanjuje prenosivost zbog veće težine.

Radioaktivni izotopi za snimanje čuvaju se u masivnim kontejnerima (*slika 3.23*) koji su obloženi olovom ili metalnim uranom, koji još bolje od olova prigušuje zračenje.

Moderni kontejneri građeni su tako da se mogu transportirati javnim prijevoznim sredstvima, uz obaveznu naznaku da sadrže radioaktivni materijal. Izotop je smješten u spremniku u maloj metalnoj kapsuli, a na mjesto snimanja postavlja se kroz savitljivi kabel posebnom sajlorom, sa sigurne udaljenosti.

U slučaju požara moguće je taljenje stijenki spremnika i rasplinjavanje radioaktivnog izotopa, što je vrlo opasno za okolinu. Registracija nalaza za pojedinačna snimanja i rad na terenu obično se postiže snimanjem na film, koji se postavlja s druge strane snimane površine. Na površinu se postavlja uzorak s tankim žicama koje služe za procjenu razlučivanja greške na filmu. Postavljaju se i olovna slova kojima se označava mjesto snimanja. Film je smješten u neprozirnoj futroli, često s tankom olovnom folijom ispod i iznad filma zbog prigušenja sekundarnog zračenja, koje bi inače smanjilo oštrinu slike.

Trajanje ekspozicije postavlja se ovisno o debljini i vrsti materijala te energiji zračenja. Nakon prozračivanja film se razvija u razvijaču u tamnoj komori, pere i fiksira te na kraju suši. Razvijanje je značajan dio procesa za dobivanje kontrastnih snimaka koji sadržavaju sve detalje. Film mora biti dovoljno zacrnjen da bi mogao pokazati i najfinije promjene gustoće materijala. Smatra se da se standardnom procedurom postigne razlučivanje promjena debljine do 2 % (iznimno do 1 %). Kvaliteta filmova kontrolira se pomoću „penetrametra“ (set kratkih žičica od istovjetnog materijala kao i ispitivani, poredanih od tanjih prema debljima) koji se postavlja ispred filma prije snimanja. Nakon razvijanja promatra se koji se najmanji promjer žičice može uočiti na filmu.

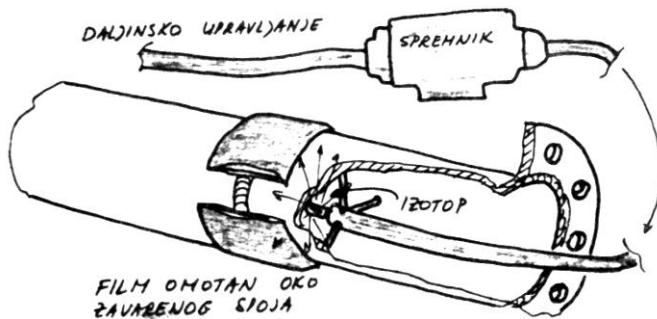
Napomena: Pukotine u smjeru zračenja odlično će se očrtavati na snimku bez obzira na njihovu širinu, dok će se tanke pukotine okomite na smjer zračenja slabo ili nikako očrtavati na snimku. Kod ispitivanja ultrazvukom je obrnuto.

Vrlo debeli materijali mogu se ispitivati i neutronskim zračenjem s obzirom na veliku prodornost neutrona kroz kristalne rešetke. Izvori neutrona mogu biti nuklearni reaktori ili izotopi koji raspadom daju neutrone.

Zaštita pri radu s izvorima ionizirajućeg zračenja

Ionizirajuća zračenja pogubna su za živa tkiva: mogu ih spržiti, onemogućiti regeneraciju i inicirati zločudni rast tkiva ili promjene u tjelesnim tekućinama. Vrlo se rijetko može dogoditi da se čovjek ozrači smrtonosnom dozom zračenja, ali je moguće nepažljivim radom primiti povećane doze zračenja koje kumuliranjem mogu dovesti do zločudnih promjena u tijelu. Propisima su strogo propisane mjere zaštite i njihovim pridržavanjem moguće je potpuno bezopasan rad s izvorima ionizirajućih zračenja.

Ionizirajuće zračenje je ljudskim osjetima neprimjetno. Jako zračenje donekle stvara ozon u zraku, što se može osjetiti kao "svježi" zrak. Registracija zračenja vrši se posebnim instrumentima koji signaliziraju akustičkim i svjetlosnim signalima prekoračenje dopuštene granice zračenja. Najjednostavniji uređaj je žičani kondenzator, koji se prije rada nabije, a nosi se zakvačen na prsimu.



Slika 3.23. Ispitivanje radioaktivnim izotopima

Nakon završetka rada očita se koliko se kondenzator izbio i po tome odredi koliko je bilo zračenje koje je izbilo kondenzator. U vlažnom zraku kondenzator se inače brže izbija, pa je tijekom rada potrebno imati barem dva ispravna instrumenta.

Zaštita okoline i ljudi od zračenja zasniva se na dvije osnovne mogućnosti: dovoljnim udaljavanjem od izvora zračenja i postavljanjem prepreka koje prigušuju zračenje između izvora i ljudi (*slika 3.24*). Intenzitet zračenja opada s kvadratom udaljenosti od izvora tako da se sigurna udaljenost može odrediti iz izraza:

$$I_o : I_s = (X_o : X_s)^2$$

gdje je:

I_o = intenzitet zračenja na X_0 od izvora

I_s = dopušteni iznos zračenja

X_o = udaljenost od izvora [m]

X_s = sigurna udaljenost [m].

U većini slučajeva koristi se dodatna zaštitna pregrada, što smanjuje potrebu za udaljavanjem od izvora zračenja. Prigušenje u materijalu je eksponencijalne naravi i može se odrediti prema izrazu:

$$I_s = I_o e^{-md}$$

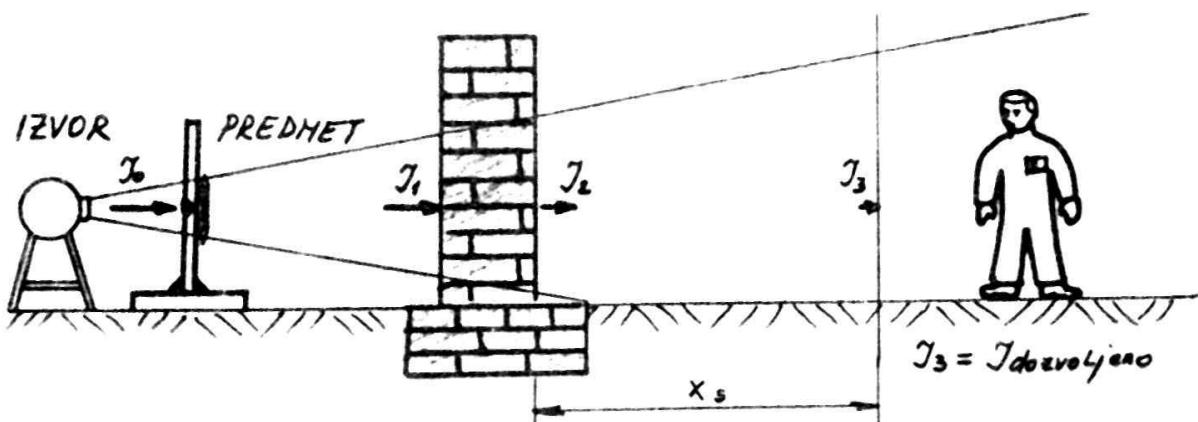
gdje je

I_o = intenzitet zračenja na X_0 od izvora

I_s = dopušteni iznos zračenja

m = koeficijent prigušenja, karakteristika pojedinog materijala [1/mm]

d = debljina materijala [mm].



Slika 3.24. Zaštita od zračenja udaljavanjem od izvora i pregradama

Zaštitne pregrade izrađuju se najviše od olova, betonskih blokova s miješanom olovnom rudačom (barit) ili betona.

Ispitivanje ionizirajućim zračenjem skuplje je od ispitivanja ultrazvukom, a zahtijeva i posebne mjere opreza. Neke greške se mogu ovim ispitivanjem najbolje otkriti, a neke ne. Najbolje je koristiti se svim metodama u području njihove optimalne primjene.

4 KOROZIJA I ZAŠTITA OD KOROZIJE

4.1 DEFINICIJA I EKONOMSKI ZNAČAJ KOROZIJE

Propadanje materijala koje je izazvano kemijskim djelovanjem okoline nazivamo korozijom. Riječ korozija dolazi od latinske riječi *corredere* – što znači nagristi. Pod korozijom u užem smislu razumijeva se nagrizanje i propadanje samo **metalnih** materijala, dok se za nemetale kaže samo da propadaju.

Trajnost konstrukcije uvelike ovisi o koroziji, jer skupe konstrukcije i uređaji često zbog korozije propadaju puno ranije negoli je to predviđeno normalnim korištenjem. Tipični su primjeri: stariji brodovi, čelične konstrukcije dizalica, stupovi dalekovoda itd. koji završe u rezalištima prvenstveno zbog smanjenja debljine izazvanog korozijom. Prema istraživanjima 2003. godine u SAD-u direktni troškovi korozije iznosili su 3,1 % BDP-a, odnosno 276 milijardi dolara (1000 US\$/stanovniku). U direktne troškove ubraja se zamjena korodiranih dijelova i održavanje i provođenje zaštite. Indirektni troškovi uzrokovani korozijom su: zaustavljanje proizvodnje, gubitak proizvoda (curenje iz cjevovoda, tankova, spremnika...), onečišćenje proizvoda i okoliša, smanjenje efikasnosti, predimenzioniranje konstrukcije.

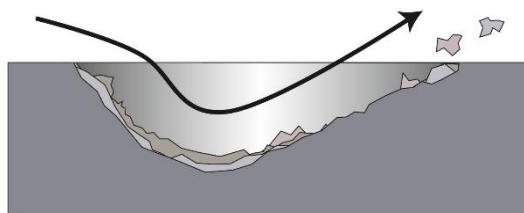
Da bi se provela pravilna i djelotvorna zaštita od korozije, potrebno je barem poznavati njene osnove, a zatim uputiti na moguće oblike u kojima se ona pojavljuje, jer je jedino na taj način moguće pravovremeno otkrivanje korozivnog djelovanja.

4.2 MEHANIZAM RAZARANJA METALA

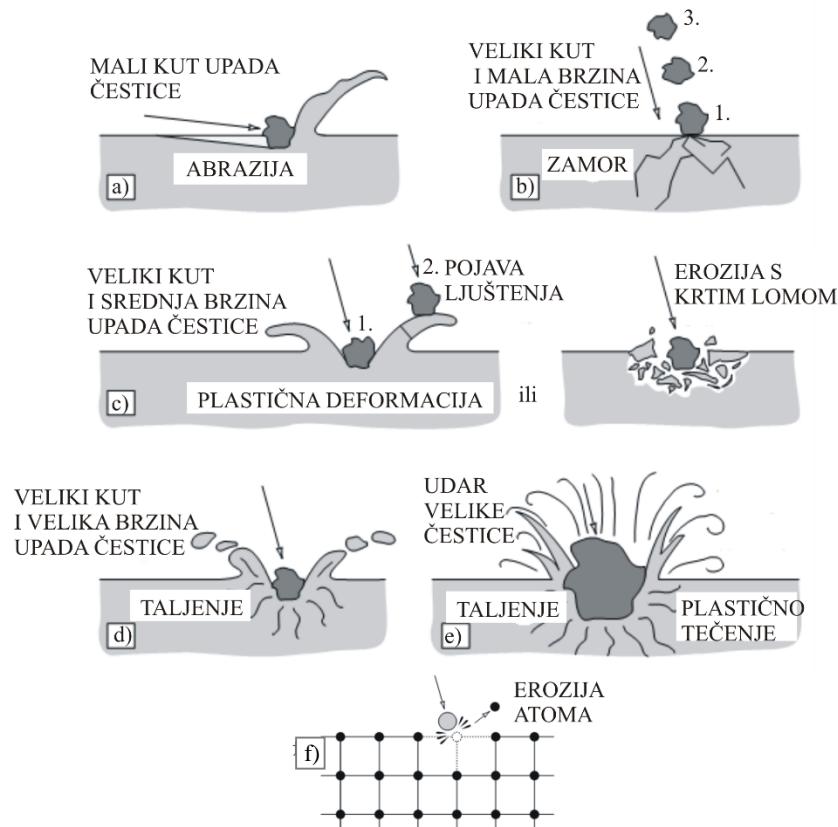
Korozijom (oksidacijom) nastali produkti imaju sličnosti s metalom u izvornom obliku, tj. dok je bio u rudači. Korozija je zapravo obrnut postupak od postupka dobivanja metala i predstavlja prirodnu pojavu povratka metala u početno ravnotežno stanje, pri čemu sustav smanjuje slobodnu energiju. Dobivanje metala iz rudače povezano je s utroškom električne energije, dok je korozija zapravo reverzibilni proces koji spada prvenstveno u **termodinamički proces**, pri kojem metal prelazi u neko niže energetsko stanje i tako biva postojaniji. Korozijom nastaju stabilni produkti na površini metala, koji mogu osnovni metal u atmosferskim uvjetima djelomično (npr. čelik, SL) ili rijedko ponekad potpuno zaštititi od daljnog propadanja (npr. bakar, bronca, aluminij, nehrđajući čelik, titan).

U svakom slučaju korozije stvara se sloj produkata koji osnovni metal odvajaju od korozivnog sredstva i tako usporavaju napredovanje korozije, tj. pojačavaju **pasivitet** metala.

Erozija predstavlja mehaničko razaranje materijala izazvano neposrednim strujanjem tekućeg ili krutog medija (npr. voda, pijesak ili kombinirano) (*slike 4.1 i 4.2*). To je čest slučaj kod sjedišta ventila u slavinama, oštećenja lopatica plinskih turbina kada avion leti kroz oblak prašine, oštećenja kod rotora pumpe mulja...



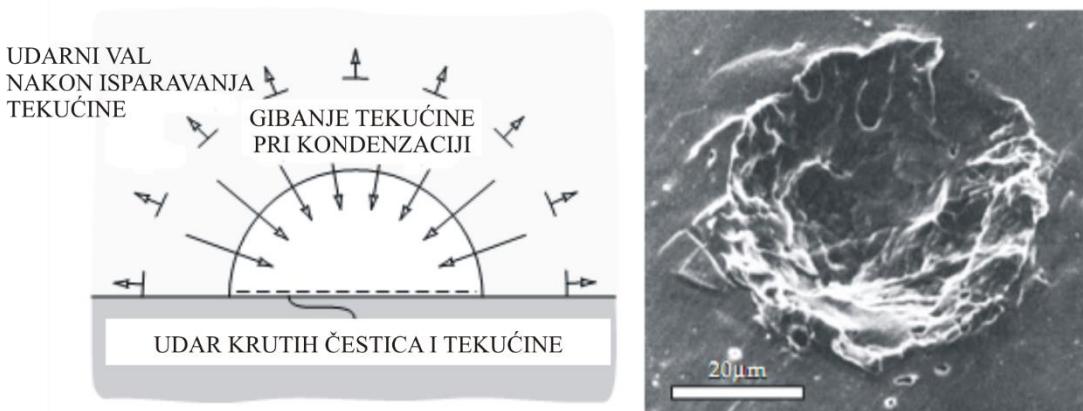
Slika 4.1. Erozija metala [22]



Slika 4.2. Mogući mehanizmi erozije [22]

- a) abrazija pod malim kutom udara čestice,
- b) zamor površine kod malih brzina udara čestice,
- c) višestruka plastična deformacija ili krti lom kod srednjih brzina i velikih kutova upada čestice,
- d) lokalno površinsko taljenje zbog velikih brzina i velikog kuta upada čestice,
- e) makroskopska erozija sa sekundarnim učinkom,
- f) degradacija kristalne rešetke zbog udara stranih atoma

Kavitacija nastaje implozivnim djelovanjem tekućine, tj. na mjestima strujanja velikom brzinom može doći do tolikog pada tlaka u tekućini da ona isparava, a zatim na mjestima većeg tlaka trenutačno dolazi do (implozivno) kondenzacije (*slika 4.3*). To izazove snažne hidrauličke udarce koji pojedine kristale dinamički opterećuju i razaraju metal. Veze među atomima popuštaju i dolazi do njihova otkidanja s površine materijala. Tijekom eksploatacije na mjestima ispadanja ovih zrna stvaraju se sve veće udubine, koje omogućuju još i pojačano erozijsko djelovanje tekućine (npr. na lopaticama vodnih turbin i centrifugalnih crpki, brodskih propelera...) (*slika 4.4*).



Slika 4.3. Mechanizam kavitacije [22]



Slika 4.4. Napredovanje kavitacije i erozije [22]

4.3 VRSTE KOROZIJE

4.3.1 Kemijska korozija

Predstavlja razaranje metala koje nastaje uzajamnim kemijskim djelovanjem korozivnog sredstva i samog metala. Energija reakcije pri tome se ne očituje u obliku električne struje. Ona se odvija u suhim kemijski aktivnim plinovima, u tekućinama koje nisu elektroliti i u rastaljenim metalima. Korozija u kemijski aktivnim suhim plinovima poznata je češće pod nazivom *oksidacija*, koja prekrije metalnu površinu slojem oksida. Nastali oksidni slojevi manje ili više pojačaju *pasivitet* i tako usporavaju napredovanje korozije.

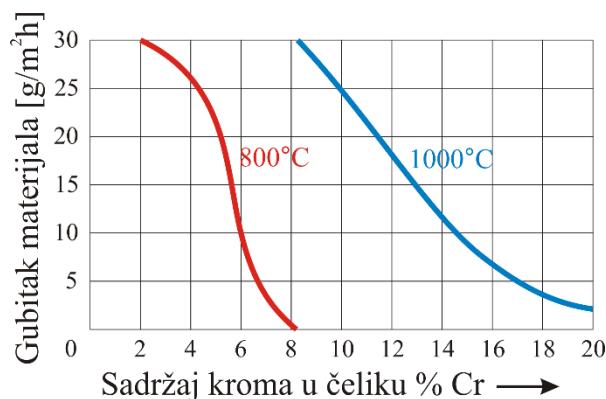
Mehanizam kemijske korozije

Slojevi produkata korozije na površini metala često su međusobno različitog sastava što ovisi o njihovoj udaljenosti od površine. Za djelotvornu zaštitu od velike je važnosti nepropusnost tih slojeva. Međutim, oni su rijetko potpuno nepropusni, što je prvenstveno ovisno o odnosu volumena nastalog oksidnog sloja prema volumenu osnovnog metala koji je oksidirao. Ako je taj odnos < 1 , onda se oksidni sloj steže i puca, a kroz nastale pukotine omogućeno je napadanje metala. Ako je taj odnos znatno > 1 , može doći do snažnog sabijanja u oksidnom sloju, što može izazvati odvajanje od osnovnog metala i ljuštenje s površine.

Najotporniji su u tom smislu oksidni slojevi sa stupnjem prekrivanja malo većim od 1, koji dobro prekrivaju cijelu površinu osnovnog metala i efikasno sprječavaju prodiranje kisika k metalu (npr. Al i njegove legure, kromom legirani čelici...).

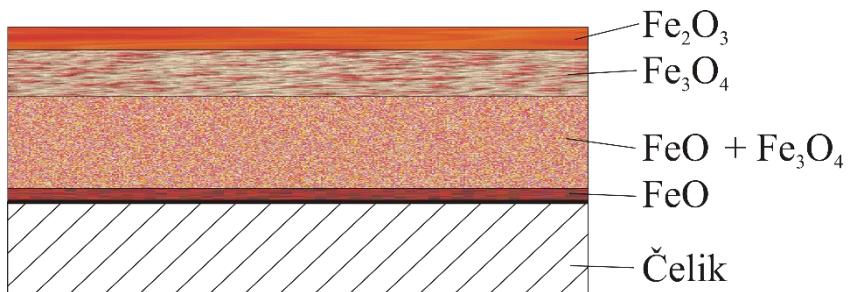
Na intenzitet kemijske korozije nekog metala u određenom mediju utječe kemijski sastav metala, temperatura i kvaliteta površine.

Rastući sadržaj kroma u čeliku povećava njegovu otpornost na kemijsku koroziju (*slika 4.5*). Na ordinati je nanesen težinski gubitak čelika u gramima na sat površine ispitivanog uzorka. Ako je čelik izložen na temperaturi 800°C u suhim plinovima, bit će već zadovoljavajuće otporan ako sadrži cca 8 % Cr. Porast temperature na 1000°C zahtijeva povećani sadržaj od preko 20 % Cr za potpunu otpornost.



Slika 4.5. Utjecaj sadržaja kroma i temperature na otpornost čelika na kemijsku koroziju [23]

Kod niskolegiranih i ugljičnih čelika pri povišenim temperaturama stvaraju se debeli slojevi oksida različitog sastava i strukture koje nazivamo okujina. Na ovim temperaturama dolazi najprije difuzijom do pada koncentracije ugljika na površini čelika, jer se ugljik povezuje s kisikom (izgara). Na tako nastaloj željeznoj površini stvaraju se oksidni slojevi, od kojih je najkompaktniji sloj FeO uz samu površinu osnovnog metala (*slika 4.6*). Iznad tog sloja stvaraju se slojevi bogatiji kisikom Fe_3O_4 i Fe_2O_3 . Ti su slojevi znatno veće debljine, ljušte se s površine čelika i izazivaju znatan gubitak materijala. Ova pojava je naročito intenzivna prigodom kovanja ili toplinske obrade. Zato, ako je moguće, primjenjujemo neutralnu atmosferu u komornim pećima, solne i metalne kupke te zagrijavanje u vakuumu.

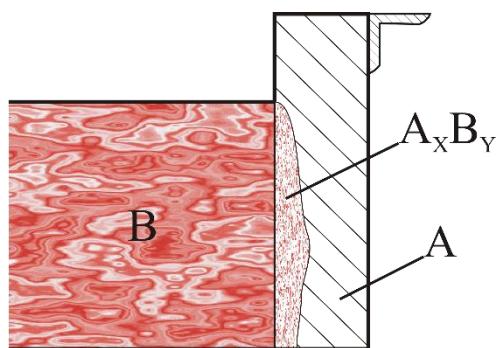


Slika 4.6. Nastajanje oksidnih slojeva na površini čelika [23]

Što je površina hrapavija, tim je veća i predstavlja veću dodirnu plohu s korozivnim sredstvom. Polirana površina u tom je pogledu, uz sve ostale jednakе uvjete, najotpornija na koroziju.

Za koroziju u tekućinama vrijedi sve što je prethodno rečeno za koroziju u suhim plinovima, ako tekućine nisu elektroliti.

Korozija u rastaljenim metalima odvija se na sljedeći način: na graničnom sloju metalne stijenke A prema rastaljenom metalu B nastaje difuzijom legura A_xB_y (*slika 4.7*). Ako legura ima talište niže od temperature taline, onda se ona rastali i rastvoriti u talini, dakle dio stijenke metala A postupno nestaje.

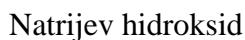


Slika 4.7. Korozija stijenke od metala A u kontaktu s rastaljenim metalom B [23]

Pri pocinčavanju čelika uranjanjem u rastaljeni Zn upotrebljavaju se kade od specijalnog čelika s niskim sadržajem ugljika $C < 0,01\%$ (tzv. *Armco čelici* - praktično vrlo homogeno monofazno čisto željezo). Rastaljeni cink s materijalom kade stvara kemijski spoj Fe_xZn_y , tzv. tvrdi cink, koji ima talište iznad rastaljenog cinka i ne rastvara se u talini. Međutim zbog velike krhkosti i strujanja rastaljenog cinka te temperaturne dilatacije lako se odvoji od čelične podloge kade i pada na dno, a korozivni se proces zatim nastavlja.

4.3.2 Elektrokemijska korozija

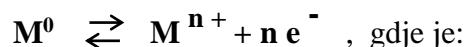
Nastaje u elektrolitima, tj. u tekućinama koje provode električnu struju. Elektroliti su vodeni rastvor i kiselina, lužina ili soli. U njima se spomenuti spojevi nalaze u stanju tzv. električne disocijacije, tj. njihove molekule su raspadnute na pozitivne i negativne ione. Tako npr. disocira:



Pri elektrokemijskoj koroziji *energija reakcije pojavljuje se u obliku električne struje*, koja se zatim pretvara prvenstveno u toplinu.

a) Mehanizam elektrokemijske korozije

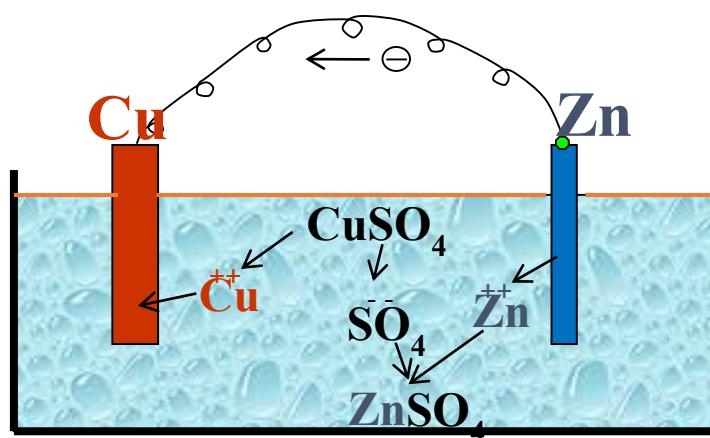
Korozija u čistoj vodi nastaje ako neki metal uronimo u čistu vodu. Od pojedinih atoma metala odvojiti će se pozitivno nabijeni ioni, koji će zatim odlaziti u vodu. U metalu će zaostati njegovi valentni elektroni što izaziva negativni naboј metal-a koji ponovno privlači pozitivno nabijene ione iz vode. Kad se uspostavi ravnotežno stanje, u nekoj jedinici vremena jednaki broj iona otapati će se u vodi i iz vode seliti na negativno nabijenu metalnu ploču. Ta bi se pojava mogla pisati na sljedeći način:



M^0 = električki neutralan metal; n = valentnost u ionskom stanju; e = elektron.

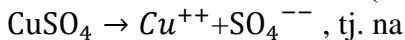
Strelice pokazuju odvijanje procesa u oba smjera kako je i prethodno rečeno.

Korozija u elektrolitu nastaje ako neki metal uronimo u vodenim rastvorima neke njegove soli (elektrolit). Razmotrimo mehanizam korozije između ploča bakra Cu i cinka Zn uronjenih u vodenim rastvorima bakrenog sulfata $CuSO_4$ (*slika 4.8*).



Slika 4.8. Primjer mehanizma korozije u elektrolitu

Izvana su ploče međusobno povezane vodičem. Bakreni sulfat ($CuSO_4$) električki se disocira prema:



bakreni ion (kation) Cu^{++} s dva pozitivna naboja i na anion SO_4^{--} , s dva negativna naboja.

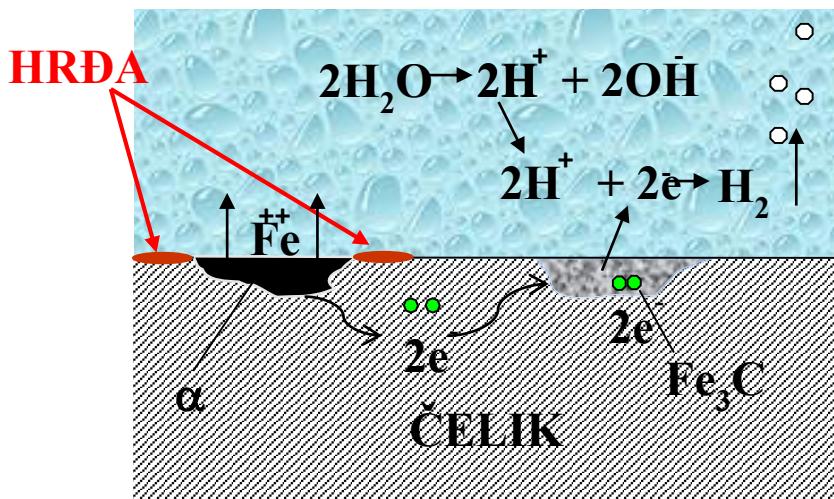
Bakar ima svojstvo kad se nađe u rastvoru svoje soli $CuSO_4$ da njegovi ioni odlaze iz rastvora na bakrenu ploču. Tako će u ovom slučaju ion Cu^{++} putovati na bakrenu ploču i pozitivno je nabijati.

Nakon određenog pozitivnog nabijanja Cu ploče uspostavilo bi se ravnotežno stanje i ploči se više ne bi povećavao električni potencijal. Međutim sa Zn ploče ioni Zn^{++} odlaze u rastvor, a na ploči Zn ostaje višak elektrona, odnosno negativnog naboja. I ovdje bi se uspostavilo ravnotežno stanje kada ploče Zn i Cu ne bi bile međusobno povezane vodičem. Ali zbog ove veze koja omogućuje slobodan protok elektrona, oni odlaze s mjesta gdje su u višku, tj. sa Zn ploče odlaze na Cu ploču koja je pozitivno nabijena. Na Cu ploči po dva elektrona pridružuju se bakrenim ionima Cu^{++} , te od toga nastaje atom Cu . Na ovaj način Cu ploča s vremenom dobiva na težini. Zn ploča se pak raspada jer ioni cinka Zn^{++} nastavljaju uporno odlaziti u rastvor, tamo zamjenjuju ione bakra Cu uz anion SO_4^{--} , te se rastvor s vremenom mijenja u rastvor cinkova sulfata $ZnSO_4$.

Na tom jednostavnom primjeru vidimo: ako su dva različita metala međusobno spojena vodičem, a nalaze se u elektrolitu, onda dolazi do raspadanja jednoga od njih. Onaj metal koji se raspada nazvan je ANODA, dok drugi označavamo kao KATODU. Svi metali ne teže jednakim intenzitetom otapanju u elektrolitu pa kao anodu uvijek imamo onaj metal koji više teži otapanju, tj. ima negativniji električki potencijal.

b) *Mehanizam korozije čelika u vodi*

Nešto je zamršenija pojava npr. korozija nelegiranog čelika u vodi (*slika 4.9*).



Slika 4.9 Mechanizam korozije nelegiranog čelika u vodi

Na površini čelika koja je u doticaju s elektrolitom dvije su faze: ferit α i cementit Fe_3C . Feritna α faza praktički je čisto željezo i ima negativniji potencijal od cementita Fe_3C .

S područja feritne faze kao negativnije odlaze ioni željeza u rastvor:

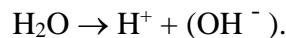


Zbog toga u feritu α preostane višak elektrona, a kako između tih faza postoji neposredna metalna veza (čelik), to elektroni struje s mjesta veće gustoće (ferit α) na mjesto manje gustoće (cementit Fe_3C).

Na taj se način ne može uspostaviti ravnotežno stanje između ferita α i njegovih iona u rastvoru, jer su s anode (ferita α) elektroni preselili na katodu (cementit Fe_3C), stoga je stvoren uvjet da daljnji ion ferita Fe^{++} odlaze u rastvor. Tako se proces ponavlja, a anoda (ferita α) postupno rastvara.

Ovaj proces ne teče dugo jer na katodi (cementitu Fe_3C) dolazi do velike koncentracije elektrona, što prekida daljnji tok novih elektrona s anode (ferita α). Proces korozije u tom bi se slučaju zaustavio kad se prispjeli elektroni na katodi (cementitu Fe_3C) ne bi trošili. Međutim, budući da u svakom

vodenom rastvoru uvijek ima vodikovih iona H^+ i hidroksilnih iona (OH^-), i potpuno čista voda uvijek djelomično elektrolitički disocira prema reakciji:



Ovakvih iona imamo pogotovo u vodenom rastvoru kiselina, lužina i soli zbog disocijacije tih spojeva. Uzimajući u obzir rečeno, na katodi (cementitu Fe_3C) dolazi do sljedeće reakcije:



prispjeli se elektroni s anode (ferita α) na katodi (cementitu Fe_3C) povezuju s vodikovim ionima iz elektrolita u vodikove atome $2H$, a ovi opet (po dva međusobno) u molekule H_2 plinovitog vodika. Nastali molekularni vodik diže se u mješurićima prema površini. Ako imamo elektrolit s niskom koncentracijom vodikovih iona, ili ako se izlučeni vodik na katodi zbog adsorpcije ne odvaja od nje, dolazi brzo do prekida ove reakcije.

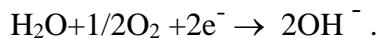
Navedena reakcija i inače se sporo odvija, pa nam od tzv. vodikove depolarizacije ne prijeti naročita opasnost od raspadanja.

c) Mehanizam korozije čelika u moru

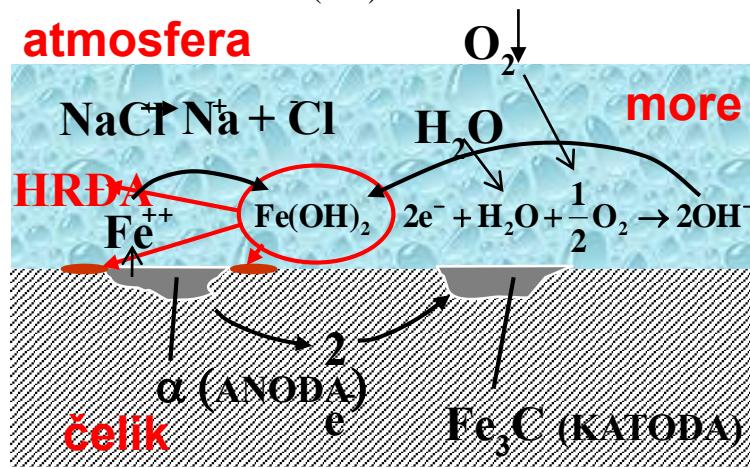
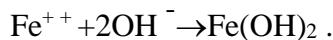
Korozija u morskoj vodi znatno je intenzivnija jer je more zapravo voden rastvor natrijeva klorida $NaCl$. Natrijev klorid u morskoj vodi disocira na ione Na^+ i Cl^- . Na trajno odvijanje korozije, važno je napomenuti, u velikoj mjeri utječe kisik O kojega uvijek ima rastvorenoga u vodi – moru i to tim više što smo bliže površini. Ako je površina uzburkana, kisik se u njoj još intenzivnije rastvara.

Pojave na površini čelika odvijat će se sljedećim redom (*slika 4.10*):

S anode (ferita α) odlaze fero-ioni Fe^{++} u rastvor, a preostali elektroni $2e^-$ sele na katodu (cementit Fe_3C). Voda i rastvoreni kisik pomoću prispjelih elektrona stvaraju na katodi (cementitu Fe_3C) sljedeću reakciju:



Od nastalih hidroksilnih iona OH^- i fero-iona Fe^{++} nastaje sljedeća reakcija:



Slika 4.10. Mehanizam korozije nelegiranog čelika u morskoj vodi

Željezni hidroksid $Fe(OH)_2$ koji je dobiven na anodi (feritu α) nestabilan je, pa s kisikom i vodom reagira i nastaje ferohidroksid $Fe(OH)_3$. Budući da je ovaj vrlo higroskopan, to s vodom stvara dalje crvenkasto-smeđu smjesu - hrđu!

Utjecaj heterogenosti na elektrokemijsku koroziju

Za pojavu elektrokemijske korozije nije nužno postojanje dvaju metala različitog elektrokemijskog potencijala, već je dovoljno i postojanje dviju različitih faza u istom metalu. Prema tome heterogenost može biti uzrok elektrokemijske korozije, kako heterogenost metala tako i heterogenost elektrolita (do elektrokemijske korozije dolazi i ako je homogeni metal uronjen u heterogeni elektrolit).

Heterogenost metala

Općenito zbog heterogenosti metala imamo na njegovoj površini velik broj anodnih i katodnih mesta, ali manjih dimenzija.

Heterogenost faznog sastava

Nastaje kod legura koje se sastoje od dviju ili više faza. Čak i legura koja bi se sastojala samo od jedne vrste faza (samo jednog mješanca) ne može se smatrati u svojoj mikrograđi homogenom, jer zbog uvjeta hlađenja u praksi često nastaju slojevi različitih koncentracija (slojasti dendriti). Od prije nam je poznato da ta heterogenost postoji i kod čistih metala, jer u praksi imamo samo tehnički čiste metale u kojima ima uvijek neznatne količine primjesa (nečistoća), koje su dovoljne da poremete potpunu homogenost.

Heterogenost strukture

Što je zrno veće, veće je i razaranje od korozije. Različita struktura (oblik i veličina zrna) na nekom mjestu u metalu može nastati prethodnom hladnom plastičnom obradom, zavarivanjem ili nekom drugom lokaliziranom obradom te pri skrućivanju.

Mehanička heterogenost

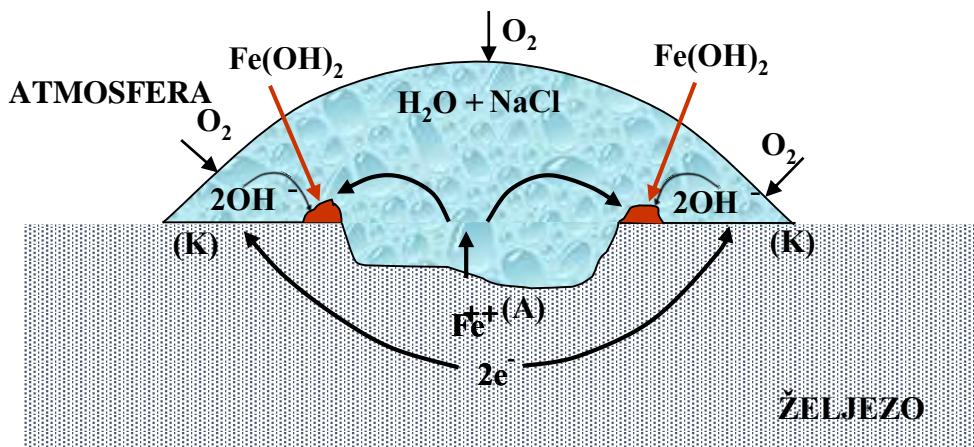
Savojno opterećen nosač ima mjestimično rastezno, a mjestimično sabojno naprezanje. Rastezna napetost znači pojačanu tendenciju metala k raspadanju, pa stoga ta mjesta predstavljaju anodu. Imamo i područja vrlo malih dimenzija gdje vlada razlika u napetostima, kao npr. na granicama u odnosu na unutrašnjost pojedinog kristala. To je uočljivo naročito prigodom pripremanja metalografskog izbruska, tj. kiseline nagrizaju površinu metala više na granicama kristala negoli u sredini, što se tumači upravo razlikom u napetostima tih mesta.

Heterogenost kvalitete obrađene površine

Različita hrapavost na površini metala uzrokom je nastajanja anodnih i katodnih mesta. Do toga dolazi prigodom različitih postupaka hladne ili toplinske obrade pojedinih dijelova površine (tokarenje, brušenje, kaljenje...).

Heterogenost elektrolita

Utjecaj heterogenosti elektrolita razmotrit ćemo na primjeru korozije čistog željeza (dakle homogenog materijala) ispod jedne kapi elektrolita (*slika 4.11*).



Slika 4.11. Korozija homogenog željeza ispod jedne kapi heterogenog elektrolita

Rastvoren kisik u ograničenoj količini elektrolita brzo se istroši, pa je elektrolit bogatiji kisikom samo uz svoju površinu u kontaktu s atmosferom. Zbog toga područje željeza uz rub kapi postaje katoda, tj. na tom se području pod utjecajem kisika stvaraju hidroksilni ioni OH^- , prema ranije opisanoj reakciji. Anoda je ispod središta kapi, dakle na mjestu gdje je elektrolit siromašniji kisikom, budući da ovaj sporo difundira od periferije prema unutrašnjosti. Sada se ioni željeza Fe^{++} s anode i hidroksilni ioni OH^- s katode spajaju u željezni hidroksid $\text{Fe}(\text{OH})_2$. Od ovoga dalje nastaje hrđa prstenasto na granici anodnog i katodnog područja (smeđa nakupina). Ovdje je opisana korozija homogenog metala zbog mjestimično različitog ozračivanja sustava elektrolita (zbog djelomičnog kontakta s kisikom iz atmosfere). Stoga je razumljivo da će korozija uz površinu mora brže napredovati negoli u dubini, gdje nema mogućnosti difuzije kisika, odnosno ona je minimalna u dubini. Zbog toga su, poznato je, potonuli brodovi i njihova oprema bili dugo vremena dobro očuvani ako su ležali na velikoj dubini.

4.4 PODJELA KOROZIJE PREMA IZGLEDU

Promatrajući korodirane površine možemo uočiti dva ekstremna slučaja: metal korodira po cijeloj površini ili pak samo na mikroskopski uskim sektorima. Između tih dvaju rubnih slučajeva moguće su još razne varijante. Stoga koroziju možemo općenito podijeliti na *jednoličnu* i *nejednoličnu*.

4.4.1 Jednolična korozija

Jednolična korozija napada cijelu površinu metala jednakomjerno (*slika 4.12*). Pri određenom povećanju opažaju se zapravo šira odvojena područja koja leže jedno uz drugo. To se javlja ako je metal homogen, pa na njemu nema izrazitih anodnih i katodnih mesta. Budući da su takvi metali rijetki, ovaj se oblik korozije ne susreće često, a korodirana površina je više ili manje glatka.



Slika 4.12. Jednolična korozija homogenog metala

Kriterij za ocjenjivanje otpornosti jednoličnoj koroziji je smanjivanje debljine tijekom određenoga vremenskog perioda (mm/1 godinu) ili težine ($\text{g}/\text{m}^2 \cdot 24 \text{ h}$) pošto se prethodno odstrane produkti korozije. Željezne se legure smatraju postojanima ako njihovo smanjivanje debljine ne prelazi 0,11 mm/god., a neupotrebljivima ako prelazi 3,4 mm godišnje.

4.4.2 Nejednolična korozija

Teže se nadzire, odnosno u nekim je oblicima nemoguće vizualno pratiti njen napredovanje. Što se teže prati, to je korozija opasnija jer uz isti gubitak materijala određeni metalni dio prije postane neupotrebljiv. Nejednolična se korozija javlja u sljedećim oblicima:

Lokalna korozija

Napada samo pojedine dijelove površine do određene dubine u znatnoj širini, dok neke dijelove površine ostavlja netaknutima (*slika 4.13*).

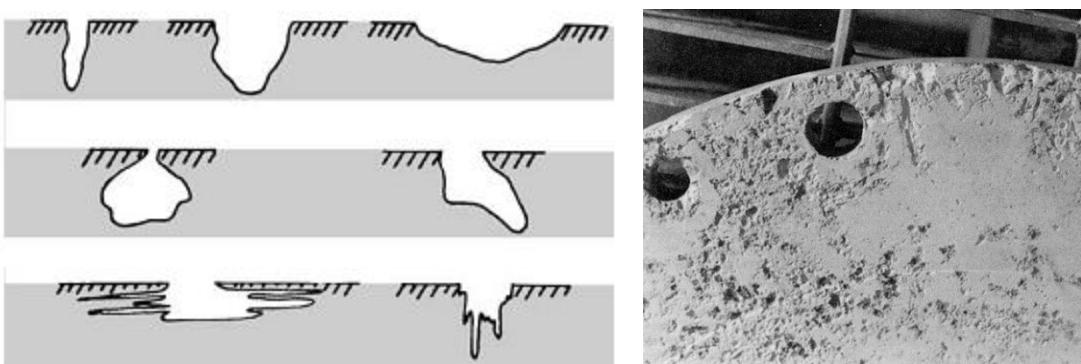


Slika 4.13. Lokalna korozija

Rupičasta (točkasta ili pitting) korozija

Nastaje zbog nehomogenosti površine. Ova proizlazi iz djelomično narušenog sloja: zbog oštećene zaštitne prevlake, zbog razlike u napetostima pojedinih mesta, zbog različitog faznog sastava i raznih sastava elektrolita (metal položen u zemlju gdje se od mesta do mesta mijenja sastav tla) te zbog mjestimičnog zadržavanja elektrolita (npr. zaostale kapi vode, odnosno kondenzat u cijevima).

Posljedica ove vrste korozije su lokalna oštećenja koja se protežu do veće dubine (*slika 4.14*), a kod tanjih predmeta i kroz cijeli presjek (npr. probijene stijenke cijevi, stijenke raznih spremnika za skladištenje i transport raznih medija i sl.)

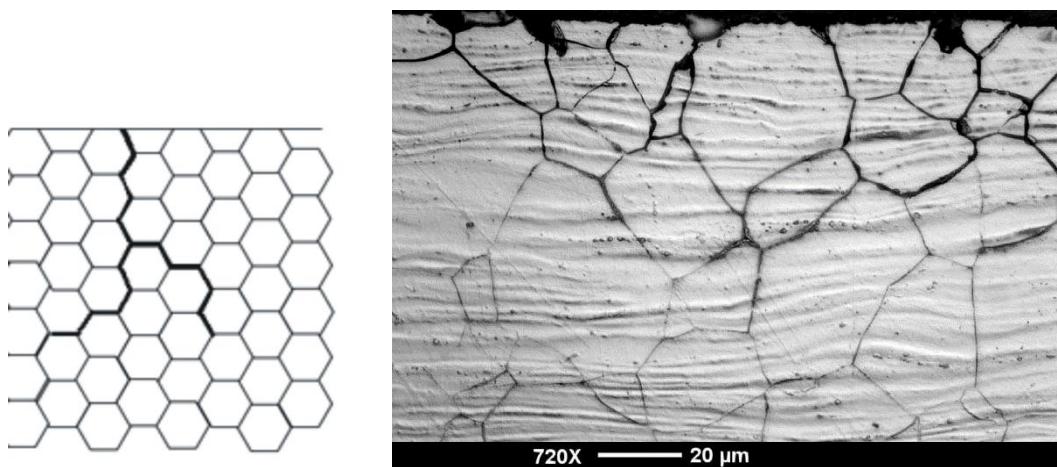


Slika 4.14. Rupičasta (točkasta ili pitting) korozija [24]

Interkristalna korozija

Napada granice kristala (*slika 4.15*). Nastaje na metalima kod kojih se po granicama izlučuju nove faze. Klasičan primjer su austenitni nehrđajući čelici.

Pod određenim okolnostima po granicama austenitnih zrna izluče se kromovi karbidi pa su austenitna zrna time uz granice osiromašena kromom te predstavljaju anodna mesta nasuprot unutrašnjosti kristala i nasuprot izlučenim fazama uz granice. Istoj pojavi naginju i legure aluminija s bakrom u toplinski neočvrsnutom stanju. Do interkristalne korozije može doći i u napregnutom metalu. Naime zbog različite orientacije rešetke u raznim kristalima različite su napetosti, pa je prema tome stvoren uvjet za koroziju.

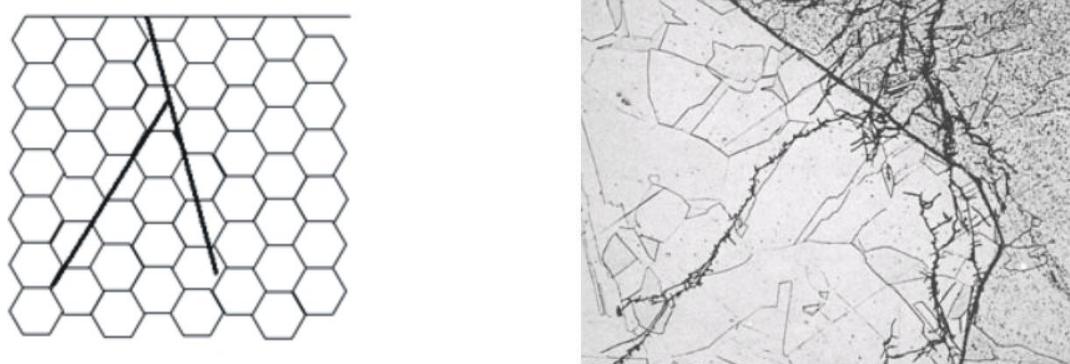


Slika 4.15. Interkristalna korozija [22]

Količina razorenog metala interkristalnom korozijom je neznatna pa se može primijetiti jedino pod vrlo velikim povećanjem. Ona napreduje poput niti uz granice pa pri rasteznom opterećenju na tim mjestima izaziva naglu koncentraciju naprezanja, što osjetljivo obara rasteznu čvrstoću, a naročito rastezljivost i žilavost materijala. Dok pri jednoličnoj koroziji gubitak težine od 1 % smanjuje rasteznu čvrstoću i rastezljivost za 1 %, dotle gubitak težine pri interkristalnoj koroziji od samo 0,2 % smanjuje rasteznu čvrstoću za čitavih 25 %, a rastezljivost čak za 80 %.

Transkristalna korozija

Slična je interkristalnoj po tome što napreduje također poput tankih niti u unutrašnjosti metala. Prema tome se i njeno napredovanje ne može registrirati gubitkom težine. Razlikuje se od interkristalne po tome što napadnuta mjesta ne leže po granicama, nego u unutrašnjosti kristalita (kristalnih zrna) (*slika 4.16*).



Slika 4.16. Transkristalna korozija (primjer kod nehrđajućeg čelika) [22]

Mehanizam ove korozije nije u potpunosti objašnjen. Međutim kako ona nastaje kod metala koji su napregnuti, odnosno hladno gnječeni, prepostavlja se da su joj uzrok različite napetosti do kojih je došlo zbog pomaka po nekim kliznim ravninama u unutrašnjosti kristala.

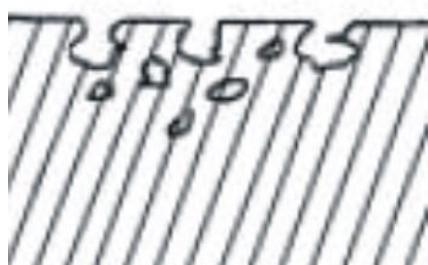
Končasta korozija

Širi se poput tankih niti kao u prethodnim dvama slučajevima, ali samo po površini. Nastaje prvenstveno na metalima koji su konzervirani nekim tankim premazom ili su zaštićeni galvanskim slojevima. Mehanizam ove korozije tumačimo pucanjem zaštitnog sloja koji na tim mjestima onda propušta korozivno sredstvo.

Selektivna korozija

Karakteristika ove korozije jest što u rastvor odlazi samo jedna komponenta legure (*slika 4.17*). Primjer za selektivnu koroziju pronalazi se kod mjedi i sivog lijeva.

Mjed korodira tako da u rastvor odlaze atomi cinka Zn, dok u rešetki α -mješanaca ostanu samo atomi bakra Cu. Na taj način s vremenom dobijemo tzv. spužvasti bakar, pa su mehanička svojstva takva metala lošija nego čistoga bakra Cu. Zbog toga se mjed ne preporuča kao metal za važne konstrukcijske elemente u brodogradnji. Jedino su specijalne mjedi, npr. s dodatkom nikla, otporne u morskoj vodi.



Slika 4.17. Selektivna korozija (primjer korozije kod mjedi) [24]

Sivi lijev je smjesa grafitne i feritne faze koja predstavlja anodu. S vremenom kao posljedica korozije ostane na napadnutim mjestima samo grafitna faza. Zbog loše čvrstoće na tim mjestima moguće je sivi lijev rezati i običnim nožem. Poznato je propadanje elemenata od sivog lijeva na brodskim strojevima koji su izloženi djelovanju morske vode. Vodovodne cijevi većeg promjera, posebno starije proizvodnje, od sivog su lijeva. I tamo dolazi mjestimično do jačeg korodiranja, što ovisi o sastavu tla, pa na tim mjestima voda lako probije cijev.

4.5 PODJELA KOROZIJE PREMA UTJECAJNIM ČIMBENICIMA

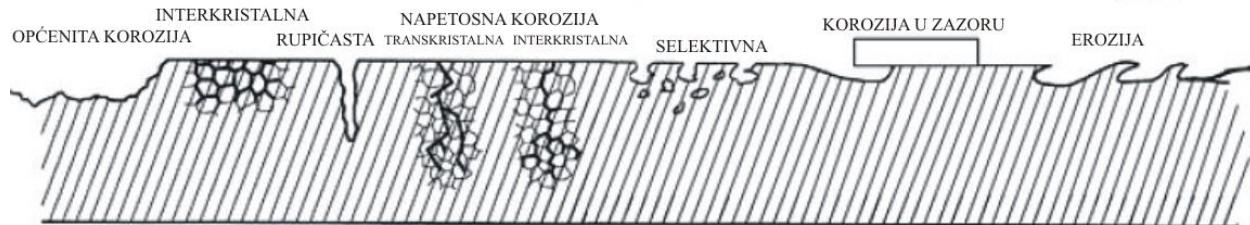
Općenito smo do sada izvršili podjelu korozije na kemijsku i elektrokemijsku, već prema karakteristikama korozivnog sredstva. Postoje međutim neki čimbenici koji direktno ne izazivaju koroziju, ali je uz korozivno sredstvo na pojedinim mjestima ubrzavaju.

4.5.1 Napetosna korozija

Često na mjestima naglih promjena presjeka dolazi do koncentracije naprezanja bilo zbog vanjskog opterećenja ili zbog zaostalih unutarnjih napetosti, npr. na granicama kristalita ili u njihovoj unutrašnjosti kod hladno gnječenog ili toplinski obrađenog metala (npr. nakon kaljenja).

Na mjestima povećane napetosti u inače homogenom metalu smanjuje se potencijal i stvara se mikroanoda, dakle elektroda koja će se rastvarati. Na tim mjestima dolazi lakše do promjene rastvorivosti u rešetkama difuzijom, pa se na ovaj način mijenja kemijski sastav prema okolini. Sve to pogoduje stvaranju korozivnih celija.

U hladno gnječenom metalu gdje do deformacije dolazi po kliznim ravninama unutar kristala, ostanu na tim mjestima i najveće napetosti koje uvjetuju transkristalnu koroziju (*slika 4.18*).



Slika 4.18. Različiti tipovi korozije [22]

4.5.2 Korozija zbog zamora materijala

Ako se dinamički napregnuti metal nalazi u korozivnom sredstvu, neminovno dolazi do njegova razaranja. Metali s izraženom granicom umora (dinamičkom izdržljivosti) prigodom ispitivanja u korozivnom sredstvu daju Wohlerovu krivulju koja siječe os apscisu pri nekom ograničenom broju titraja. To znači da ne postoji niti minimalno naprezanje, koje bi se u tom slučaju moglo praktički beskonačno dugo prenositi. Tipičan primjer je odlamanje koničnog dijela propelerne osovine i gubitak propelera. Ako nastane, inicijalna pukotina se ubrzano širi prigodom manevra pristajanja broda (česta promjena smjera vrtnje radi potrebe vožnje i krmom). Redovitom kontrolom eventualno nastalih inicijalnih pukotina nekom od nerazornih metoda (penetranti, magnetska metoda, UZV) na mjestima prijelaza cilindričnog u konični dio osovine katastrofa se može i spriječiti.

4.5.3 Galvanska korozija metala

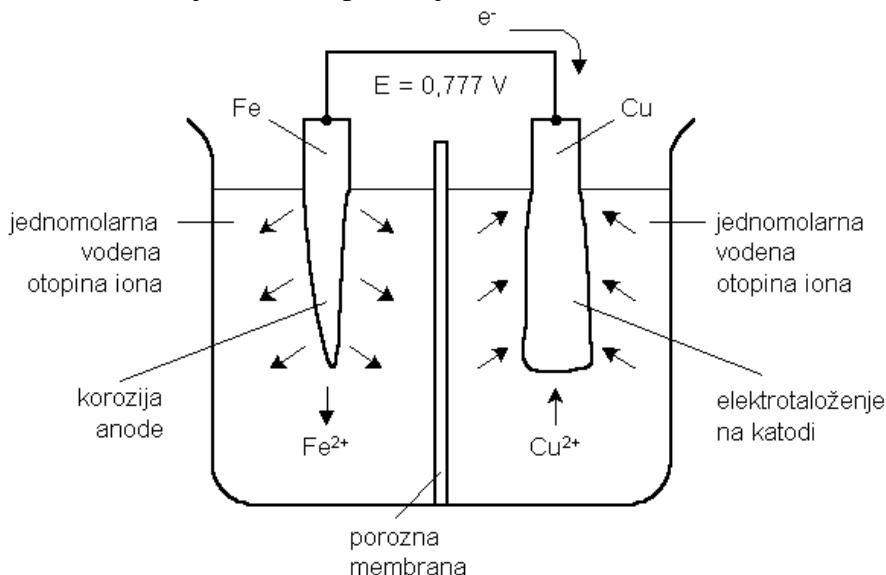
Najjednostavniji uvid u otpornost pojedinih elemenata (metala) daje tablica tzv. standardnih elektrodnih potencijala (pri 25°C) u kojoj su elementi poredani po potencijalu koji oni imaju prema standardnoj vodikovoj elektrodi kad se urone u vodenu otopinu s određenom koncentracijom vlastitih iona (1 mol). U odnosu na nulli elektrodni potencijal vodika potencijali nekih metala prikazani su u *tablici 4.1*.

Tablica 4.1. Elektrodni potencijali nekih metala [11]

	Elektrodna reakcija	Standardni elektrodni potencijal [V]
Povećana inertnost (katodna)	$\text{Au}^{3+} + 3e^- \longrightarrow \text{Au}$	+1.420
	$\text{O}_2 + 4\text{H}^+ + 4e^- \longrightarrow 2\text{H}_2\text{O}$	+1.229
	$\text{Pt}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Pt}$	~+1.2
	$\text{Ag}^+ + e^- \longrightarrow \text{Ag}$	+0.800
	$\text{Fe}^{3+} + e^- \longrightarrow \text{Fe}^{2+}$	+0.771
	$\text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} + 4e^- \longrightarrow 4(\text{OH}^-)$	+0.401
	$\text{Cu}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Cu}$	+0.340
	$2\text{H}^+ + 2e^- \longrightarrow \text{H}_2$	0.000
	$\text{Pb}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Pb}$	-0.126
	$\text{Sn}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Sn}$	-0.136
Povećana aktivnost (anodna)	$\text{Ni}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Ni}$	-0.250
	$\text{Co}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Co}$	-0.277
	$\text{Cd}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Cd}$	-0.403
	$\text{Fe}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Fe}$	-0.440
	$\text{Cr}^{3+} + 3e^- \longrightarrow \text{Cr}$	-0.744
	$\text{Zn}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Zn}$	-0.763
	$\text{Al}^{3+} + 3e^- \longrightarrow \text{Al}$	-1.662
	$\text{Mg}^{2+} + 2e^- \longrightarrow \text{Mg}$	-2.363
	$\text{Na}^+ + e^- \longrightarrow \text{Na}$	-2.714
	$\text{K}^+ + e^- \longrightarrow \text{K}$	-2.924

Odavde je jasno vidljivo da će doći do intenzivne korozije ako se spari u galvanski članak npr. Cu s Fe (*slika 4.19*).

Ukupna elektromotorna sila E jest razlika potencijala: $E = (+ 0,34 \text{ V}) - (- 0,43 \text{ V}) = 0,77 \text{ V}$



Slika 4.19. Model galvanske korozije željeza Fe [22]

Što je razlika potencijala veća, korozija je u načelu intenzivnija, tj. veća je brzina napredovanja korozije.

4.6 ZAŠTITA METALA OD KOROZIJE

Vijek trajanja konstrukcije ograničen je napredovanjem procesa korozije. Stoga je nužno provesti djelotvornu zaštitu od korozije koja istodobno mora biti i ekonomična kako bi uopće imala smisla. Problemi zaštite od korozije vrlo su složeni, jer treba djelovati u isto vrijeme protiv niza čimbenika, koji se mogu sažeti u sljedeće skupine:

- **MATERIJAL** - ovdje dolaze do izražaja nehomogenosti koje izazivaju anodna i katodna mesta, a uzrok im je *različit kemijski sastav* (naročito nečistoće) i *struktura*. Do ovih razlika dolazi zbog različito vođenih metalurških procesa dobivanja metala te djelovanjem toplinskih, mehaničkih i kemijskih obrada.
- **KOROZIVNI MEDIJ** – na ovo utječu: *vrsta korozivnog sredstva, njegova koncentracija, sadržaj rastvorenog kisika, temperatura, tlak, prisutnost mikroorganizama i sl.*
- **UVJETI KORIŠTENJA** – ovdje ubrajamo: *konstrukcijski oblik, stanje površine* (čista površina, premazana, glatka), *načine sastavljanja dijelova* (zavarivanje, lemljenje, vijčani spojevi), *mehaničko opterećenje i učestalost djelovanja korozivnog sredstva* (povremeno ili stalno uronjeno u korozivno sredstvo, zaštićeno ili nezaštićeno od kiše).

Brojnost utjecajnih čimbenika onemogućuje unaprijed predvidjeti optimalno rješenje, već ga je potrebno eksperimentalno utvrditi, ali samo za dotični slučaj jer minimalna izmjena samo jednog od čimbenika bitno mijenja mehanizam korozije.

4.6.1 METODE ZAŠTITE

Sve se metode zaštite od korozije mogu obuhvatiti sljedećim načinima:

- Zaštita izborom prikladnog metala
- Zaštita izborom prikladne toplinske obrade
- Zaštita prikladnim konstrukcijskim oblikovanjem
- Elektrokemijska zaštita
- Zaštita utjecajem na korozivno sredstvo
- Zaštita prevlačenjem površine.

4.6.1.1 Zaštita izborom prikladnog metala

Metal je otporan na koroziju ako je homogen i ako na svojoj površini stvara absolutni zaštitni sloj. Takvi metali imaju visoku cijenu, često neodgovarajuća mehanička svojstva ili su otporni samo u određenim korozivnim sredstvima. Stoga je optimalno kompromisno rješenje, tj. odabratи najprikladniji osnovni metal s traženim mehaničkim svojstvima, zatim svojstvima obradivosti i prihvatljivom cijenom.

Dodavanjem legirnih elemenata metalima povećavamo njihovu otpornost na koroziju na principu stvaranja otpornog oksidnog sloja legirnog elementa (npr. dodavanjem Cr čeliku, Al legurama bakra). Dodatak Mo u nehrđajućim čelicima pojačava otpornost oksidnog sloja, a dodatak Mg aluminiju podebljava oksidni sloj.

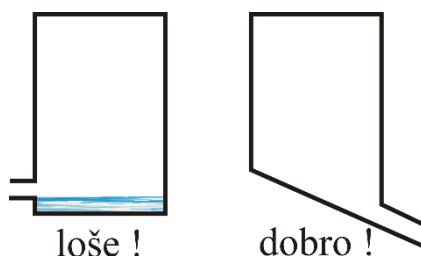
4.6.1.2 Zaštita prikladnom toplinskom obradom

Teži se povećanju homogenosti kako bi se otklonila mikroanodna i katodna mesta.

- Postupkom homogenizacijskog žarenja (gotovo do solidus temperature) uklanjamo slojaste dendrite, tj. mješance različite koncentracije nastale brzim hlađenjem.
- Austenitne nehrđajuće čelike gasimo nakon homogenizacije pri visokim temperaturama potpune austenitizacije (gdje se kromovi karbidi potpuno rastvore) radi sprječavanja nastajanja kromovih karbida.
- Kaljive nehrđajuće čelike u cilju postizanja monofaznosti (samo martenzit) upotrebljavamo u zakaljenom stanju.
- Toplinski očvrstive aluminijeve legure nakon homogenizacije disperzivno očvršćujemo kako bi se usitnilo i raspršilo područje eutektikuma.
- Također antikorozivne AlMg legure gasimo kako bi se Al_3Mg_2 u potpunosti rastvorio u rešetki aluminija.

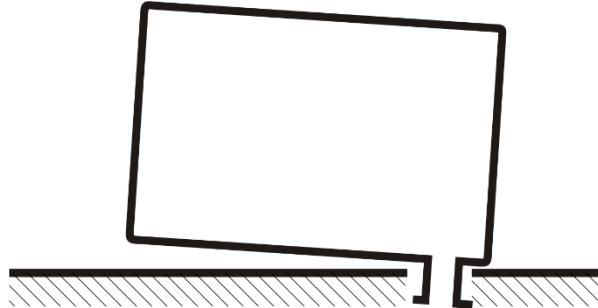
4.6.1.3 Zaštita prikladnim konstrukcijskim oblikovanjem

Ako je metal samo povremeno u dodiru s korozivnim sredstvom, nastoji se izvedbom konstrukcije to vrijeme svesti na najmanje moguće. *Slika 4.20* prikazuje nepravilno i pravilno oblikovano dno spremnika čime se postiže potpuno pražnjenje.



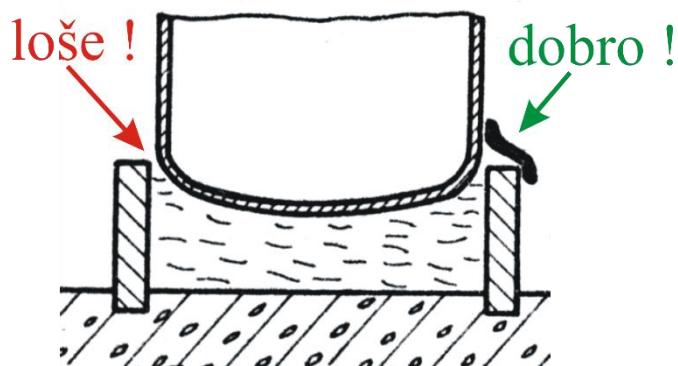
Slika 4.20. Nepravilno i pravilno izvedeno dno spremnika

Na *slici 4.21* prikazan je blago nagnut položeni spremnik čiji je ispust na najnižoj točki.



Slika 4.21. Pravilno postavljanje ispusta iz spremnika

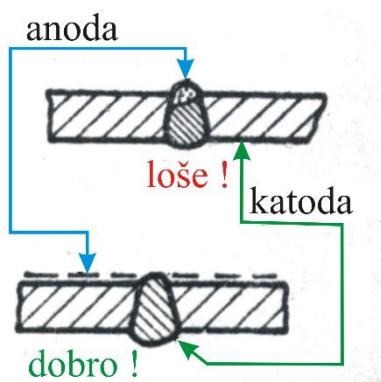
Slika 4.22 prikazuje vertikalno postavljen spremnik s dnom u trajnom dodiru s pijeskom (zbog boljeg prilagođavanja) nasutom u prstenastom betonskom okviru. U presjeku je desno prikazana okapnica koja sprječava prodror vode u pijesak.



Slika 4.22. Vertikalno postavljen spremnik bez okapnice (loše) i s okapnicom (dobro)

Prilikom neposrednog dodira dvaju različitim metalima u elektrolitu stvaraju se uvjeti za nastajanje makročlanka. To se javlja kod zavarenih i lemljenih spojeva, zatim spojeva izvedenih kovanjem, vijcima ili zakovicama. Ako su iz konstrukcijskih razloga ti spojevi neizbjegni, treba nastojati barem izabrati takve metale koji su u skali električnog potencijala što bliže ili koji stvaraju bolji zaštitni pasivni sloj.

Primjer zavarenog spoja prikazan je na *slici 4.23*, gornji presjek s anodnim dodatnim materijalom (materijal zavara). Ovo je loša izvedba zbog relativno male površine u odnosu na osnovni materijal pa zbog velike gustoće struje zavar brzo propadne. Donji presjek s katodnim dodatnim materijalom dobra je izvedba jer ulogu anode preuzima velika površina osnovnog materijala.



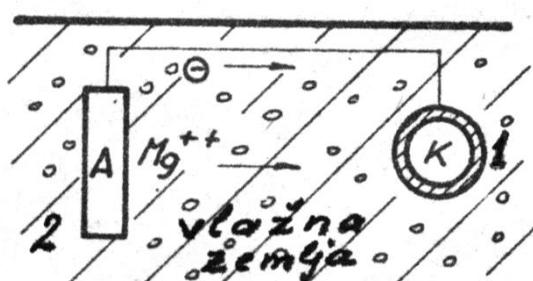
Slika 4.23. Zavareni spoj s anodnim (loše) i katodnim dodatnim materijalom (dobro)

4.6.1.4 Elektrokemijska zaštita

Ako su dva različita metala međusobno povezana elektrolitom, elektronegativniji propada, odnosno postaje anoda. Analogno se događa na jednom te istom metalu kojemu na površini nalazimo mikro-anodna i mikrokatodna mjesta: poteče električna struja kojom se anodna mjesta razaraju.

Bit elektrokemijske zaštite je pretvaranje u katodu predmeta koji želimo zaštiti u cijelosti. Stoga pridodajemo predmetu pomoćnu elektrodu koja će preuzeti ulogu anode i kojoj je propadanje predodređeno. Na taj način sprječavamo nastajanje lokalnih razarajućih struja na našem predmetu nametanjem zaštitne struje (bilo aktivne ili pasivne) između novoizabrane anode i našeg zaštićenog predmeta koji je u cijelosti katoda.

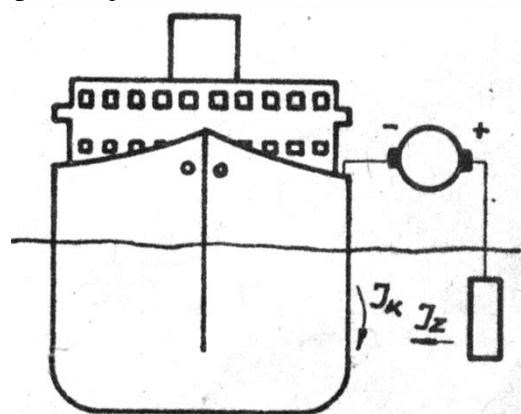
Slika 4.24 prikazuje načelu zaštitu dodavanjem elektronegativnije anode – protektora (pasivna zaštita). Npr. vodovodna cijev 1 iz sivog lijeva (heterogenog jer ima feritnu i grafitnu fazu) povezuje se s pomoćnom anodom 2 iz magnezija električnim vodičem. Vlažna zemlja zapravo je elektrolit. Materijal zaštitne anode mora imati niži potencijal negoli anodna faza zaštićenog predmeta (u ovom slučaju feritna).



Slika 4.24. Primjer zaštite vodovodne cijevi dodavanjem anode - protektora

Klasični primjer protektorske zaštite nalazimo u brodogradnji zbog opasnosti od elektrokemijske korozije zbog blizine brončanog propelera. Stoga se po krmenom dijelu oplate koji je u moru postavljaju zaštitne Zn-ploče, koje svojim propadanjem štite trup broda i propelernu osovinu.

Slika 4.25 prikazuje aktivnu zaštitu pomoćnim vanjskim izvorom struje također metalnog trupa broda dok se nalazi uz obalu u fazi opremanja.



Slika 4.25. Primjer zaštite trupa broda pomoćnim vanjskim izvorom struje

Anodna – katodna mjesta su npr. zavari – okolni lim. Zaštitne elektrode vise uz oplatu spojene na pozitivni pol istosmjernog izvora struje. Struja izvora I_z mora biti tolika da poništi struju korozije I_k između katodnih i anodnih mjesteta na oplati broda (tj. između zavara i okolnog lima). Gustoća struje je reda veličine $0,01 \text{ A/m}^2$ zaštićene površine.

4.6.1.5 Zaštita utjecajem na korozivno sredstvo

Postupci ove zaštite temelje se na promjeni kemijskih svojstava korozivnog sredstva i to na dva načina:

- **Uklanjanjem stimulatora**, tj. elemenata u korozivnom sredstvu od kojih je najopasniji za koroziju u vodi rastvoreni kisik, koji se otklanja zagrijavanjem vode gotovo do vrelišta i ispuštanjem tako sada oslobođenog kisika kroz poseban ventil.

Uklanjanje vlage kao stimulatora korozije, npr. iz zraka u eksikatoru s metalografskim izbruscima, vrši se ubacivanjem materije za sušenje zraka (npr. silikagela). Naravno ova staklena posuda mora imati dobro zabrtvljen poklopac (prstenasta površina premazana mašću).

- **Dodavanjem inhibitora**, što se u praksi češće provodi. Postoje inhibitori koji se aktiviraju tek s prvom pojmom korozije i dijelimo ih na anodne ili katodne, ovisno o tome reagiraju li s anodom ili s katodom korozivne ćelije. Oni stvaraju nerastvorive i čvrsto priljubljene spojeve koji tako pokrivaju anodno ili katodno mjesto, što je potpuno dovoljno da se omete elektrokemijska korozija. Upotrebom anodnih inhibitora u nedovoljnoj količini može se i povećati opasnost od korozije. Ostaju naime slobodne manje anodne površine, a stoga je i veća koncentracija električne struje na sada smanjenoj anodnoj površini koja se brže razara.

Adsorpcijski inhibitori imaju sposobnost priljubljivanja uz površinu metala tankog adsorpcijskog sloja, koji odvoji površinu metala od elektrolita. Razlikuju se od anodnih i katodnih inhibitora po tome što nije potrebno nastajanje prvih proizvoda korozije.

4.6.1.6 Zaštita prevlačenjem površine

Metoda zaštite metala od korozije prevlačenjem njegove površine bilo metalnim ili nemetalnim materijalima najviše je korištena u praksi. Pojedine metode biraju se već prema prednostima i nedostatcima, vodeći računa prvenstveno o cijeni i predviđenom vijeku trajanja konstrukcije koju želimo zaštiti.

- Prigodom zaštite metala prevlačenjem drugim metalom moramo imati u vidu da zaštitni metalni sloj nije samo pregrada između korozivnog sredstva i zaštićenog metala. Postupci pomoću kojih se metalne prevlake mogu nanositi na zaštićeni metal su sljedeći: galvansko prevlačenje; prevlačenje uronjavanjem u rastaljeni metal; prevlačenje prskanjem rastaljenog metala; prevlačenje difuzijskom metalizacijom; prevlačenje izlučivanjem iz metalnih para; prevlačenje platiranjem.

Bez obzira na metodu koju ćemo upotrijebiti, prevlaka mora čvrsto prianjati uz podlogu i biti što kompaktnija. Stoga priprema površine ima veliko značenje pa je potrebno najčešće izvršiti: odmašćivanje; luženje – travljenje (skidanje anorganskih nečistoća koje su čvrsto priljubljene uz površinu pomoću tekućih rastvora); mehaničko čišćenje (brušenje, pjeskarenje, četkanje).

- Prigodom zaštite metala nemetalnim prevlakama teži se prekrivanju jednim slojem ili mijenjanju karakteristike površine metala.

Anorganske nemetalne prevlake sastoje se uglavnom od nerastvorivih spojeva osnovnog metala: oksida, fosfata, silikata i sl. Oni nastaju reakcijom površine metala i odabranog rastvora, koja se često ubrzava upotrebom električne struje ili topline. Tu spadaju bruniranje i fosfatiranje.

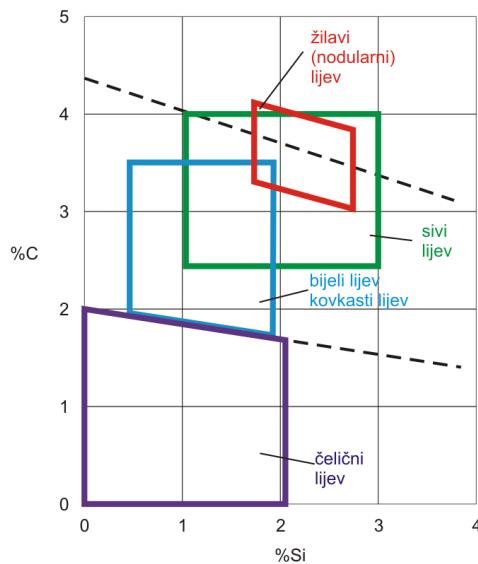
Bruniranje je postupak dobivanja na površini željeznog oksida, hidrooksida ili sulfida, što ovisi o postupku bruniranja. Boje je smeđe (kestenjaste) do crne, pa mu odatle i ime.

Fosfatiranje je postupak dobivanja sloja nerastvorivih fosfata. Ovaj sloj je sitnozrnat i hrapav tako da predstavlja dobru podlogu za neki organski premaz, čime postane znatno otporniji na koroziju.

5 TOPLINSKA OBRADA LJEVOVA ŽELJEZA

5.1 UVOD

Lijevana željeza u pravilu su legure željeza, ugljika i silicija u kojima je sadržaj ugljika veći od maksimalno rastvorive količine u samoj matrici. Višak ugljika izlučuje se u obliku listića, pločica, krvžica ili kuglica grafita. Obično kod nelegiranih ljevova sadržaj ugljika (koji prelazi granicu rastvorivosti) tvori ili precipitate grafita ili željeznog karbida.



Slika 5.1. Područja koncentracija ugljika i silicija standardnih željeznih ljevova [14]

5.1.1 Vrste lijevanog željeza

Vrsta toplinske obrade ovisi o vrsti materijala, približnom kemijskom sastavu i svojstvima koja se žele postići obradom. Lijevana željeza klasificiraju se u šest osnovnih skupina ovisno o tome kako se nerastvoreni ugljik pojavljuje u strukturi:

Bijeli lijev uopće ne sadrži grafit, a većina ugljika javlja se kao odvojena zrna tvrdog cementita Fe_3C . Bijela boja prijeloma, po kojoj je ovaj ljev dobio ime, nastaje zbog toga što do loma dolazi prvenstveno uzduž ploča primarnoga željeznog karbida.

Kovkasti lijev sadrži grafitne čvoriće. Dobiva se dugotrajnim žarenjem bijelog ljeva odgovarajućeg sastava.

Sivi lijev sadrži grafit u obliku listića. Dobio je ime po boji površine prijeloma do kojeg dolazi najčešće uzduž grafitnih listića sive boje.

Žilavi (nodularni) lijev sadrži grafit u kojem se grafitni listići formiraju u obliku kuglica. Dobio je ime po zamjetnoj žilavosti u odnosu na sve druge ljevove.

Cijepljeni lijev sadrži grafit u obliku pločica. Mehanička svojstva su mu između žilavog i sivog ljeva.

Visokolegirani lijev sadrži više od 3 % legirnih elemenata. Visokolegirani ljevovi mogu biti vrsta bijelog, sivoga ili žilavog ljeva. Matrica ovoga ljeva može biti feritna ili austenitna.

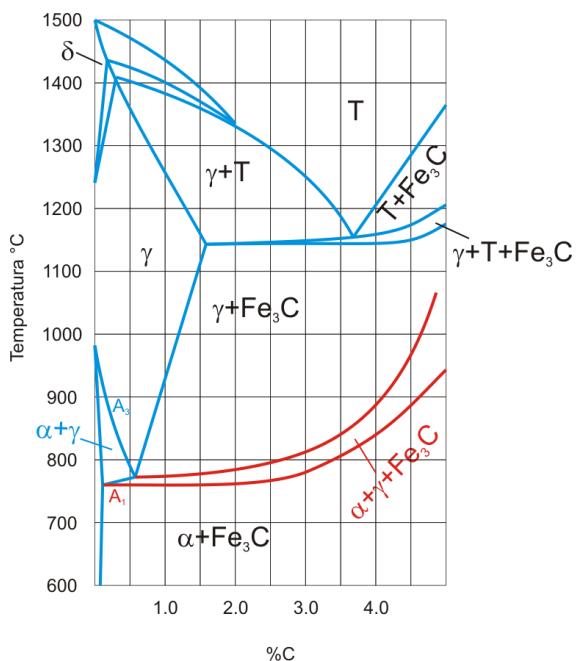
5.1.2 Temperaturno područje transformacije austenita

Temperaturno područje transformacije austenita uglavnom je pod utjecajem sadržaja silicija. Povećanjem sadržaja ugljika povećavaju se temperature početka i završetka transformacije austenita. Povećanjem sadržaja silicija povećava se temperaturno područje transformacije austenita. U

dijagramu (*slika 5.2*) crvenom bojom prikazano je temperaturno područje transformacije austenita. Donja vrijednost temperature područja transformacije može se približno procijeniti s pomoću izraza:

$$t_{k,d} [\text{°C}] = 730 + 28 \cdot (\%Si) - 25 \cdot (\%Mn)$$

Dodatak silicija smanjuje rastvorivost ugljika u austenitu, pa ovisno o sadržaju silicija i brzini hlađenja eutektoidna koncentracija poprima vrijednost 0,5 % C za sadržaj silicija 2,5 %. Iz dijagrama se uočava da se eutektička i eutektoidna pretvorba za prikazanu leguru odvija u temperaturnom intervalu. Prikazani dijagram potpuno je metastabilnog karaktera. Sporijim hlađenjem ili hlađenjem odljevaka veće mase, iznad eutektoidne temperature, nastaju grafitne faze (stabilne), a u temperaturnom području eutektoidne pretvorbe (između dviju crvenih linija) može se pojaviti željezni karbid u formi perlita (ovisno o kemijskom sastavu i brzini hlađenja).



Slika 5.2. Pseudobinarni Fe-C dijagram za leguru s 2 % Si [14]

5.1.3 Učinci toplinske obrade

Ako lijev nije legiran kromom, zagrijavanjem se željezni karbid rastvara u austenitu. Toplinskom obradom ne može se mijenjati oblik grafita. Matrici lijeva se može povećati (rastvarajući ugljik iz susjednih nakupina grafita) ili smanjiti (deponiranjem ugljika na postojeće nakupine grafita) sadržaj ugljika. Povišenjem temperature do kritičnog područja silicij potiče otapanje željeznog karbida iz perlita (iz željeznog karbida nastaje ferit i ugljik koji se priključuje grafitnim listićima u neposrednoj blizini). Ova se pojava može smatrati internim razugljiličenjem. Do reverzibilnog efekta dolazi ako se odljevak zagrije iznad gornje kritične temperature. Vrlo brzo dolazi do zasićenja austenita ugljikom otopljenoga iz nakupina grafita.

5.2 TOPLINSKA OBRADA SIVOG LIJEVA

Sivi lijev je željezni lijev u kojem se za vrijeme skrućivanja grafit izlučuje u obliku listića. Listići grafita raspršeni su u matrici čija je mikrostruktura određena kemijskim sastavom odljevka i toplinskim tretmanom. Uobičajena mikrostruktura sivog lijeva ima perlitušnu matricu. Sivi lijev obično sadrži 2,5-4 % C; 1-3 % Si uz dodatak mangana, što ovisi o željenoj mikrostrukturi (0,1 % Mn za

feritnu matricu i 1,2 % Mn za perlitu matricu). Osim navedenih elemenata u sastavu se mogu pronaći Ni, Cu, Mo i Cr. Toplinskom obradom može se značajno mijenjati mikrostruktura matrice, ali bez utjecaja na veličinu i oblik grafita nastalog lijevanjem. Iako se sivi lijev može značajno očvrsnuti, toplinska obrada nije uobičajena kod ovoga lijeva zato što se čvrstoća već u lijevanom stanju može povećati smanjenjem sadržaja silicija i ugljika uz znatno niže troškove. Uobičajena je površinska obrada sivog lijeva (gašenje uz naknadno popuštanje) s ciljem povećanja otpornosti površine na trošenje. Ipak, najčešća toplinska obrada koja se vrši na sivom lijevu jest žarenje za popuštanje napetosti.

Veličina grafitnih listića ima velik utjecaj na kinetiku (brzinu) postupka toplinske obrade. Što su listići grafita finiji, kraći je put koji moraju prijeći atomi ugljika, pa je potrebno i kraće vrijeme zadržavanja na temperaturi obrade (feritizacije ili normalizacije) nego u slučaju krupnijih listića grafita. Silicij jako utječe na povišenje temperature austenitizacije, dok mangan ima suprotno djelovanje. Mangan usporava difuziju ugljika iz austenita, čime se povećava prokaljivost sivog lijeva. Mangan povećava i rastvorivost ugljika u austenitu, legira i stabilizira perlitni karbid, čime se povećava sadržaj perlita. Utječe na smanjenje debljine lamela perlita što usporava toplinski tretman.

5.2.1 Žarenje

Uz popuštanje napetosti ovo je najčešća toplinska obrada sivog lijeva. Žarenje se vrši zagrijavanjem na dovoljno visoku temperaturu s ciljem omekšavanja i redukcije ili eliminacije masivnog eutektičkog karbida što poboljšava obradljivost rezanjem. Ovom se obradom smanjuje čvrstoća materijala. Redukcija svojstava ovisi o temperaturi, trajanju žarenja i sastavu odljevka. Postupci žarenja sivog lijeva dijele se u tri kategorije:

- **Feritacijsko žarenje** – primjenjuje se kod nelegiranih i niskolegiranih legura sivog lijeva kada se želi izvršiti transformacija perlitne matrice u feritnu radi poboljšavanja obradivosti rezanjem. U ovom slučaju nije potrebno zagrijavanje odljevka na visoke temperature (iznad područja transformacije). Na temperaturama iznad 595°C značajno raste brzina razlaganja željeznog karbida u ferit i grafit koja doseže maksimum na donjoj temperaturi transformacije (oko 760°C). *Slika 5.3* prikazuje strukturu nelegiranog sivog lijeva u lijevanom stanju i stanju nakon feritacijskog žarenja. Zadržavanje na temperaturi žarenja mora biti dovoljno kako bi se izvršila potpuna grafitizacija. Pri nižim temperaturama (ispod 700°C) potrebno je jako dugo zadržavanje, dok za više temperature (između 700°C i 760°C) vrijeme držanja ovisi o kemijskom sastavu i iznosi samo desetak minuta za nelegirani sivi lijev. Ako se hlađenje vrši sporije (što je uobičajena praksa radi ravnomjernijeg hlađenja i otklanjanja zaostalih napetosti), zadržavanje na temperaturi žarenja može se skratiti. Brzina hlađenja od 110°C/h jest prihvatljiva osim u slučaju kompleksnih odljevaka.
- **Srednje ili potpuno žarenje** - obično se vrši na temperaturama 790 – 900°C. Primjenjuje se ako feritacijsko žarenje nije imalo efekta zbog većeg sadržaja legirnih elemenata. Preporuča se prije postupka žarenja provesti probe na uzorcima radi utvrđivanja optimalne temperature. Vrijeme držanja na temperaturi žarenja slično je kao i kod feritacijskog žarenja. Kada se koriste visoke temperature žarenja (iznad kritičnog područja), odljevak je potrebno sporo hladiti u temperturnom intervalu pretvorba (između 790 i 670°C).
- **Grafitacijsko žarenje** – Ako odljevak sadrži područja masivnih karbida (izražena krtost), primjenjuje se žarenje na visokim temperaturama. Ovim postupkom vrši se pretvorba masivnog karbida u perlit i grafit. Nastanak slobodnog (masivnog) karbida najčešće je povezan s



Slika 5.3. Struktura nelegiranog sivog lijeva u lijevanom stanju (lijevo, 180 HB) i stanju nakon feritacijskog žarenja 1 sat na 760°C (desno, 120 HB) [14]

neadekvatnom inokulacijom ili prisutnošću elemenata koji potiču nastajanje karbida i sprječavaju grafitizaciju. Dakle, grafitizacijsko žarenje ne smatra se dijelom normalnog proizvodnog ciklusa, već se ono primjenjuje ako je došlo do pogreške za vrijeme pripreme taline i lijevanja. Računa se da se za svakih 50°C povećanja temperature žarenja udvostruči brzina otapanja karbida. Uobičajena temperatura ovakvog žarenja iznosi $900 \div 955^{\circ}\text{C}$ (treba imati na umu da iznad 925°C dolazi do taljenja fosfidnog eutektikuma). Vrijeme držanja može biti od nekoliko minuta do više sati. Brzina hlađenja nakon žarenja ovisi samo o primjeni odljevka. Ako se želi postići maksimalna čvrstoća i otpornost trošenju, odljevak mora biti hlađen na zraku do 540°C radi promicanja nastanka perlita. Ako se želi postići maksimalna obradivost rezanjem, odljevak treba hladiti u peći (posebnu pažnju treba posvetiti kako bi se osiguralo polagano hlađenje kroz temperaturni interval pretvorbe austenita). U oba slučaja ispod 540°C treba hladiti brzinama koje ne prelaze 110°C/h kako bi se minimalizirala zaostala naprezanja.

5.2.2 Normalizacija

Normalizacija sivog lijeva provodi se zagrijavanjem odljevka iznad temperaturnog područja transformacije u trajanju 1 sat za svakih 25 mm debljine stijenke i hlađenjem na mirujućem zraku. Ova toplinska obrada primjenjuje se u svrhu poboljšanja mehaničkih svojstava otpornosti (čvrstoće i tvrdoće) ili u svrhu vraćanja svojstava koje je odljevak imao nakon lijevanja, a koja su narušena nekom toplinskom obradom (poput grafitizacijskog žarenja ili predgrijavanja u svrhu reparativnog zavarivanja). Temperatura austenitizacije ima velik utjecaj na normaliziranu strukturu, a iznosi 885 do 925°C .

Svojstva nakon toplinske obrade (čvrstoća i tvrdoća) ovise:

- o količini ugljika rastvorenog u austenitu
- o debljini para lamela perlita
- o veličini i broju listića grafta.

Normalizacijom se može utjecati na prva dva faktora, dok ova obrada nema utjecaja na morfologiju grafta.

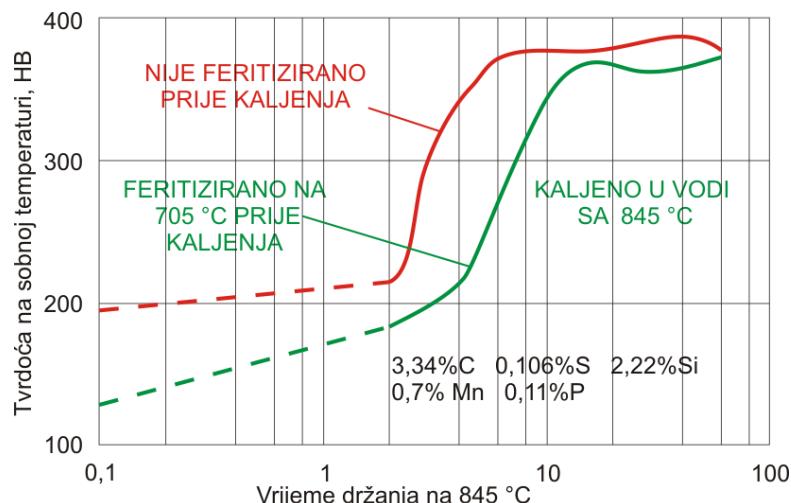
Količina rastvorenog ugljika određena je temperaturom normalizacije i kemijskim sastavom odljevka. Povišenjem temperature povećava se rastvorivost ugljika u austenitu, a time i udio cementita u matrici što rezultira povećanjem i čvrstoće i tvrdoće nakon obrade. Na rastvorivost ugljika utječu i legirni elementi (neki je povećavaju, a neki smanjuju).

Debljina para lamela perlita. Ova veličina je određena brzinom hlađenja odljevka nakon austenitizacije. Većom brzinom hlađenja nastaju finije lamele perlita što se odražava na porast tvrdoće i čvrstoće. Pretjerano velika brzina hlađenja rezultira djelomičnom ili potpunom martenzitnom transformacijom. Kombinacija visoke temperature austenitizacije i velike brzine hlađenja potiču martenzitnu pretvorbu. Tu pojavu svakako treba izbjegći ako se odljevak naknadno mora obrađivati postupcima rezanja. Dodatak legirnih elemenata značajno mijenja mehanička svojstva koja se postižu obradom. Do pojave martenzita dolazi uglavnom zbog promjene kinetike ugljika (manja sposobnost difuzije, veća prokaljivost, nos TTT-dijagrama pomiče se udesno), a ne zbog samih legirnih elemenata.

5.2.3 Poboljšavanje (kaljenje i visoko popuštanje)

Kaljenje i visoko popuštanje sivog lijeva vrši se s ciljem poboljšavanja mehaničkih svojstava otpornosti (čvrstoće i tvrdoće). Nakon očvršćivanja višestruko raste otpornost na habanje u odnosu na perlitni sivi lijev. U slučaju površinske obrade, kod koje se zagrijavanje vrši plamenom ili induksijski, potrebna je relativno velika količina kombiniranog ugljika (ugljik u matrici koji na sobnoj temperaturi tvori cementit) zbog ekstremno kratkog vremena zadržavanja na temperaturi austenitizacije. To nije slučaj kod zagrijavanja odljevka po cijelom presjeku u komornim pećima ili

solnoj kupki jer se odljevak na temperaturi austenitizacije (iznad temperaturnog područja pretvorbe) može zadržati koliko je potrebno, čak i ako u matrici nema kombiniranog ugljika (u austenitu se tada rastvara ugljik iz grafita u neposrednoj blizini za što je potrebno znatno dulje vrijeme). Nelegirani sivi lijev niskog sadržaja kombiniranog ugljika (npr. feritni sivi lijev) potrebno je austenitizirati dulje vrijeme kako bi rastvorio dovoljnu količinu ugljika.



Slika 5.4. Utjecaj vremena držanja na temperaturi austenitizacije na tvrdoću sivog lijeva nakon kaljenja (cilindrični uzorak promjera 32 mm i duljine 20 mm) [14]

Zbog povišenog sadržaja silicija nelegirani sivi lijev sa sadržajem kombiniranog ugljika od 0,6 % ima veću prokaljivost nego ugljični čelik istog sadržaja ugljika. Silicij smanjuje rastvorivost ugljika u austenitu. Odljevke bogatije silicijem treba austenitizirati na višim temperaturama za postizanje iste tvrdoće nakon kaljenja. Mangan, nikal, bakar i molibden povećavaju prokaljivost.

Postupak toplinske obrade

Austenitizacija sivog lijeva vrši se zagrijavanjem odljevka na dovoljno visoku temperaturu (s ciljem austenitizacije matrice) i zadržavanja na toj temperaturi dok se željena količina ugljika ne rastvari u austenitu. Nakon austenitizacije vrši se gašenje odgovarajućom brzinom.

Temperatura austenitizacije određena je temperaturnim područjem transformacije austenita promatrane legure. Temperaturno (kritično) područje transformacije može biti veće od 55° iznad A_1 temperature (početak transformacije).

Približna A_1 temperatura nelegiranog sivog lijeva može se odrediti ako je poznat kemijski sastav odljevka prema izrazu:

$$A_1 = 730 + 28 \cdot (\%Si) - 25 \cdot (\%Mn)$$

Krom proširuje interval transformacije i to približno svaki postotak kroma za $10 \div 15^\circ\text{C}$. Nikal sužava kritično područje ($4 \div 5\%$ Ni u sivom lijevu ograničava gornju kritičnu temperaturu na 710°C).

Što je temperatura austenitizacije više iznad kritičnog područja, veća će se količina ugljika rastvoriti u austenitu, pa će i tvrdoća nakon kaljenja biti veća. Za praktičnu primjenu uzima se da je temperatura potpune austenitizacije $A_1 + 95^\circ\text{C}$. Pretjerano visoke temperature moraju se izbjegavati zbog opasnosti distorzije i pucanja odljevka prilikom gašenja, a postoji i velika vjerojatnost pojave određene količine nepretvorenenog austenita (naročito kod legiranih ljevova).

Zagrijavanje na nižim temperaturama mora biti sporije kako bi se izbjeglo pucanje odljevka. Iznad 650°C (tj. iznad područja koje odgovara temperaturama popuštanja zaostalih naprezanja) odljevak je dovoljno plastičan pa se može brže zagrijavati bez opasnosti pucanja. To se postiže sporim zagrijavanjem u jednoj peći do 650°C i prebacivanjem u drugu peć u kojoj se brzo dostiže temperatura austenitizacije. Vrijeme zadržavanja na t_A je približno 1 min/mm debljine presjeka.

Gašenje. Kao rashladni medij za gašenje sivog lijeva najčešće se koristi solna kupka ili ulje za kaljenje. Voda nije pogodna zbog velikog intenziteta hlađenja što može dovesti do deformacije i pucanja većih odljevaka komplikiranog oblika. Za gašenje sivog lijeva s većom količinom legirnih elemenata koristi se struja zraka. Odljevak nejednolikih presjeka treba gasiti tako da se najprije veći presjeci uranaju u rashladni medij. Za vrijeme gašenja poželjno je miješanje radi jednolike raspodjele temperature u kupki i povećanja intenziteta hlađenja. Zbog velike sklonosti pucanju gašenih odljevaka treba ih izvući iz rashladnog sredstva pri temperaturi $\approx 150^{\circ}\text{C}$ i odmah podvrgnuti visokom popuštanju.

Visoko popuštanje vrši se na temperaturama dosta ispod kritičnog područja transformacije (ispod A_1 temperature) u trajanju 1 sat za svakih 25 mm debljine presjeka. Popuštanjem gašenog odljevka na račun smanjenja tvrdoće rastu čvrstoća i žilavost (5.5).

5.2.4 Austempering

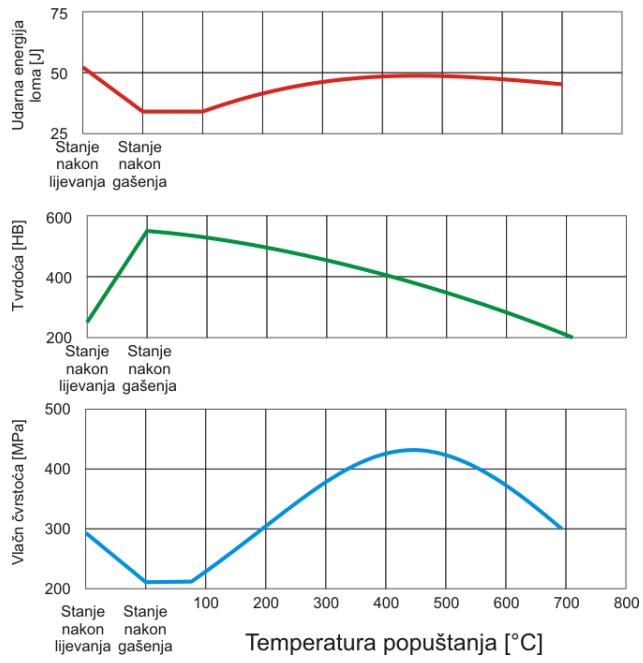
Postupkom austempering obrade, na temperaturama iznad martenzitnog područja, dobije se acikularna (igličasta) bajnitna struktura matrice sivog lijeva s određenom količinom nepretvorenog austenita (količina dobivenog austenita ovisi o temperaturi na kojoj se vrši obrada). Odljevak se gasi s temperature austenitizacije (iznad kritičnog područja pretvorbe) u toploj (izotermičkoj) kupki u kojoj se zadržava dok se pretvorba ne završi.

Temperatura austenitizacije i vrijeme držanja odgovaraju temperaturi i vremenu kod konvencionalne obrade očvršćivanja, tj. $840 \div 900^{\circ}\text{C}$. Vrijeme držanja ovisi o kemijskom sastavu i veličini odljevka. Povišenjem temperature izotermičke kupke u intervalu $200 \div 400^{\circ}\text{C}$ opada tvrdoća nakon obrade. Temperaturni interval $400 \div 600^{\circ}\text{C}$ rezultira prilično ujednačenim vrijednostima tvrdoće. Na još višim temperaturama dolazi do drastičnog pada tvrdoće.

Gašenje se obično vrši u soli, ulju ili rastaljenom olovu na temperaturama $230 \div 425^{\circ}\text{C}$. Ako je glavni cilj ove obrade velika tvrdoća i otpornost trošenju, temperatura kupke u kojoj se vrši gašenje iznosi $230 \div 290^{\circ}\text{C}$. Vrijeme držanja na izotermičkoj temperaturi određeno je kemijskim sastavom odljevka i temperaturom izotermičke kupke. Legirni elementi poput nikla, kroma i molibdena bitno produljuju vrijeme držanja potrebno za potpunu bajnitnu pretvorbu. Količina dodanih legirnih elemenata određena je veličinom odljevka (kako bi se cijeli presjek hladio dovoljno brzo do izotermičke temperature, tj. kako pretvorba austenita ne bi započela prije dostizanja temperature izotermičke kupke).

5.2.5 Martempering

Ovaj postupak toplinske obrade primjenjuje se s ciljem dobivanja martenzitne strukture bez pojave velikih unutarnjih naprezanja. Austenitizirani odljevak gasi se u kupki, temperature $200 \div 260^{\circ}\text{C}$ ili $400 \div 500^{\circ}\text{C}$ za nelegirane odljevke (i to samo dok se ne izjednače temperature po cijelom presjeku odljevka), nakon čega se hlađenje nastavlja na zraku do sobne temperature. Ovim se postupkom minimalizira razlika temperature po presjeku odljevka neposredno prije martenzitne transformacije.



Slika 5.5. Utjecaj temperature popuštanja na mehanička svojstva nelegiranog sivog lijeva sastava: 3,2 % C od čega 0,8 % C u matrici, 2,43 % Si, 0,13 % Cr, 0,05 % Ni, 0,17 % Mo
[14]

Krtost martenzitne strukture u sivom lijevu u pravilu se eliminira naknadnim popuštanjem. Veličina i oblik odljevka odlučujući su faktori koji određuju vrijeme trajanja martempering obrade.

Maksimalna tvrdoća postignuta austempering obradom manja je od tvrdoće postignute martempering obradom iako se ta razlika uvelike smanjuje naknadnim popuštanjem nakon martempering obrade. I jedna i druga obrada rezultiraju znatno manjom deformacijom odljevka od klasične obrade poboljšavanja.

5.2.6 Kaljenje plamenom

Kaljenje plamenom je postupak površinske toplinske obrade koji se najčešće primjenjuje na sivom lijevu. Nakon kaljenja plamenom odljevak ima tvrdi površinski sloj, otporan na trošenje, i mekšu jezgru koja ne dostiže temperaturu transformacije A_1 za vrijeme obrade.

Preporučeni sastav odljevka

Kaljenje plamenom uspješno se provodi na legiranim i nelegiranim ljevovima, iako odljevci nekih sastava postižu bolje rezultate. Najvažniji utjecajni faktor je sadržaj ugljika u matrici lijeva (kombiniranog ugljika) koji mora iznositi $0,5 \div 0,7\%$. Ako je sadržaj ugljika veći, može doći do pojave pukotina, a ako je sadržaj ugljika manji, obradom se dobije površinski sloj preniske tvrdoće. Ukupni sadržaj ugljika treba biti što niži (do mjere kada se još uvijek dobiva dobar odljevak bez pukotina), jer odljevci većeg sadržaja ugljika imaju krupnije lamele grafita koje za vrijeme kaljenja plamenom mogu izgarati i time stvarati površinski porozitet. Preporuča se i relativno nizak sadržaj silicija (cca 2 % Si), jer reducira količinu ugljika rastvorenu u matrici (silicij smanjuje eutektoidnu i eutektičku koncentraciju, a time i rastvorivost ugljika u austenitu). Također je preporuka zadržati sadržaj mangana u granicama $0,8 \div 1\%$ Mn što utječe na povećanje rastvorivosti ugljika u austenitu (veća tvrdoća martenzita nakon obrade).

Utjecaj legirnih elemenata

Legirani sivi lijev lakše se kali plamenom od nelegiranoga iz razloga što legirni elementi povećavaju prokaljivost. Legiranjem se može povećati i tvrdoća nakon kaljenja. Maksimalna tvrdoća površine koja se postiže kod nelegiranog sivog lijeva iznosi $400 \div 500$ HB (tvrdoća po Brinelu - prosječna tvrdoća tvrde matrice i mekih listića grafita). Tvrdoća same matrice iznosi oko 600 HB. Dodatak od 2,5 % Ni i 0,5 % Cr povećava prosječnu tvrdoću površine na 550 HB. Mali dodatak kroma ima naročito velik utjecaj na dobivanje visokog sadržaja kombiniranog ugljika (rastvorenoga u austenitu na t_A).

Popuštanje zaostalih naprezanja

Kad god je praktično i ekonomski isplativo, plamenom kaljeni odljevci se popuštaju radi uklanjanja zaostalih naprezanja. Na taj se način minimaliziraju deformacije i mogućnost pojave pukotina, a povećava se i žilavost površinskog (otvrdnutog) sloja. Popuštanjem na 150°C reduciraju se zaostala naprezanja za $25 \div 40\%$, dok se tvrdoća smanjuje samo malo.

Tvrdoća zakaljenog sloja

Sama površina plamenom kaljenog odljevka obično ima nešto nižu tvrdoću od sloja neposredno ispod površine. Niža tvrdoća površine je posljedica zaostajanja manje količine nepretvorenog austenita (koji je mekša faza). Površinska tvrdoća obično se može povećati naknadnim zagrijavanjem na $200 \div 250^\circ\text{C}$ čime se, transformacijom tetragonalnog martenzita u kubni, zaostali austenit oslobađa pritska te dolazi do njegove transformacije u znatno tvrdi kubni martenzit. Dubina otvrdnutog sloja ovisi o temperaturi, sadržaju ugljika i legirnih elemenata u rastvoru (austenitu) te učinkovitosti gašenja (brzini hlađenja). Ako je površinski sloj nakon obrade previše mekan zbog prisutnosti zaostalog austenita, moguće je dubokim pothlađivanjem na -40°C u trajanju 1 h omogućiti transformaciju toga sloja, a time i povećanje tvrdoće.

Gašenje

Ovisno o metodi plamenog kaljenja za gašenje se koriste samo nezapaljiva rashladna sredstva kao što su voda, rastvori uljnih smjesa, rastvor polivinil alkohola u vodi. Konvencionalno ulje za kaljenje ne

može se koristiti zbog opasnosti od požara. Najbolji rezultati gašenja u vodi postižu se ako je temperatura vode 30°C . Manji intenzitet odvođenja topline postiže se gašenjem komprimiranim zrakom ili vodom niskog pritiska. Gašenje na zraku posebno je pogodno za legirane ljevove zbog njihove sklonosti pucanju.

5.2.7 Indukcijsko kaljenje

Provodi se u svrhu otvrđnjavanja površine ako je serija odljevaka koju treba tretirati dovoljno velika da pokrije relativno velike troškove opreme. Minimalna potrebna količina kombiniranog ugljika iznosi od 0,4 do 0,5 % (u formi perlita) kako bi se postigla zadovoljavajuća tvrdoća površine.

Zagrijavanje odljevka niskog sadržaja kombiniranog ugljika na visoke temperature uz relativno dugo zadržavanje omogućuje dodatno rastvaranje ugljika iz slobodnog grafita. Takav postupak pogrubljuje zrno na površini što rezultira nepoželjnom povećanom količinom zaostalog austenita nakon gašenja. Preporučena temperatura induksijskog kaljenja iznosi $870 \div 925^{\circ}\text{C}$.

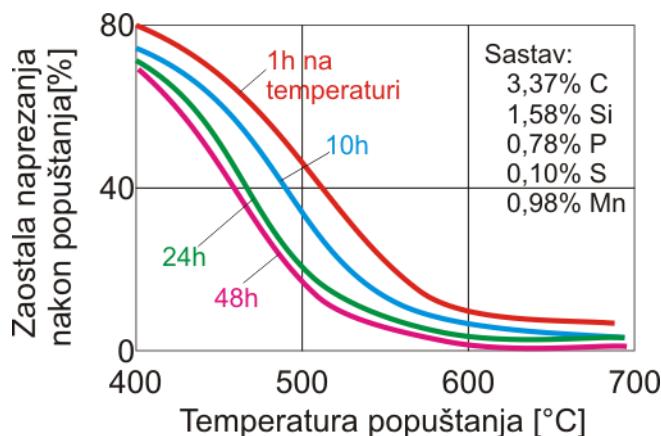
Tvrdoća površine koja se postiže induksijskim kaljenjem ovisi o vrijednosti ekvivalentnog ugljika (% C + 1,3 % Si). Što je veća količina slobodnog grafita u strukturi, manja će biti tvrdoća površine nakon kaljenja. Dakle, povećanjem ekvivalentnog ugljika snižava se tvrdoća nakon kaljenja zbog relativno velikog udjela meke grafitne faze, iako tvrdoća matrice (mjerena mikrotvrdomjerom) obično doseže 57÷61 HRC.

Deformacija odljevka nakon induksijskog kaljenja manja je nego u slučaju sličnog tretmana u peći.

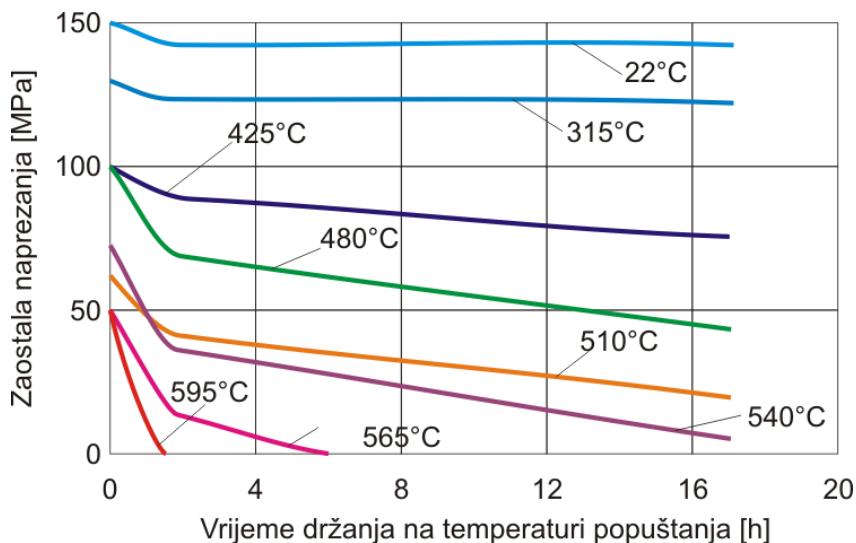
5.2.8 Popuštanje zaostalih naprezanja

U odljevcima iz sivog lijeva nakon postupka lijevanja zaostaju naprezanja (ako se odljevak ne hlađi polagano u kalupu, čime se većina zaostalih naprezanja eliminira) zbog nejednolikog hlađenja po presjeku. Zaostala naprezanja umanjuju čvrstoću odljevka, uzrokuju njegovu deformaciju, a iznimno mogu rezultirati i lomom. Veličina zaostalih naprezanja ovisi o obliku i veličini odljevka, postupku lijevanja, sastavu i svojstvima materijala te o eventualno provedenoj obradi popuštanja zaostalih naprezanja.

Temperatura popuštanja obično je ispod područja transformacija perlita u austenit (ispod donje kritične temperature). Za maksimalno popuštanje zaostalih naprezanja bez razlaganja karbida kod nelegiranog sivog lijeva poželjne su temperature popuštanja u intervalu $540 \div 565^{\circ}\text{C}$. *Slika 5.6* prikazuje utjecaj temperature popuštanja i vremena držanja na zaostala naprezanja nakon obrade. Može se uočiti da se popuštanjem na temperaturama $540 \div 565^{\circ}\text{C}$ u trajanju 1 h može otkloniti 75 ÷ 85 % zaostalih naprezanja. Prikazane krivulje mogu se primjeniti za široki spektar sastava sivog lijeva. Sličan dijagram, prikazan na *slici 5.7*, potvrđuje uočene zakonitosti.



Slika 5.6. Utjecaj temperature popuštanja na zaostala naprezanja kod sivog lijeva [14]



Slika 5.7. Utjecaj temperature popuštanja i vremena držanja na zaostala naprezanja kod sivog lijeva. Sastav odljevka: 2,72 % C; 1,97 % Si; 0,14 % P; 0,08 % S, 0,51 % Mn [14]

Ako je potrebno gotovo potpuno otklanjanje zaostalih naprezanja kod nelegiranog odljevka, minimalna temperatura popuštanja iznosi 595°C (relativno visoko popuštanje odrazit će se na smanjenje čvrstoće, tvrdoće i otpornosti na trošenje). Meki sivi lijev većeg iznosa ekvivalentnog ugljika, na sreću, ima niže vrijednosti zaostalih naprezanja i relativno nisku otpornost puzanju što olakšava popuštanje zaostalih naprezanja. Dakle ovaj lijev se može zadovoljavajuće popuštati na donjoj granici preporučenog temperaturnog intervala, tj. oko 510°C . Kod niskolegiranog sivog lijeva koriste se nešto više temperature popuštanja (što ovisi o sadržaju legirnih elemenata). Mali dodatak kroma osigurava zadržavanje čvrstoće materijala sve do temperatura popuštanja od 650°C . Preporučene temperature popuštanja su za nelegirani sivi lijev $510 \div 565^{\circ}\text{C}$, za lijev legiran s $0,15 \div 0,30\%$ Cr $595 \div 620^{\circ}\text{C}$, a za lijev legiran s $>0,30\%$ Cr $620 \div 650^{\circ}\text{C}$.

Brzina zagrijavanja na temperaturu popuštanja ovisi o obliku i veličini odljevka. Samo u slučaju jako složenih oblika ovo je kritičan podatak. Preporuka je da temperatura peći u koju se ulaže odljevak ne bude viša od 100°C . Uobičajena je praksa da se zagrijavanje vrši na 620°C u periodu od 3 sata. Odljevak se zadržava na temperaturi popuštanja 1 sat, te hlađi u vremenskom intervalu od 4 sata do temperature 300°C prije konačnog hlađenja na zraku.

Brzina hlađenja. Ako je prevelika, nastaju nova naprezanja, te se cilj potpunog otklanjanja zaostalih naprezanja ne može ostvariti. Zbog tog razloga potrebno je sporo hlađenje barem u području viših temperatura. Najčešće se hlađenje vrši u peći do 300°C ili nešto niže, a dalje na mirnom zraku.

5.3 TOPLINSKA OBRADA ŽILAVOG LIJEVA

5.3.1 Uvod

Žilavi lijev prvenstveno se obrađuje s ciljem dobivanja odgovarajuće mikrostrukture matrice, a povezano s tim i mehaničkih svojstava koja se ne mogu postići u lijevanom stanju. Nakon lijevanja matrica žilavog lijeva je feritna ili perlitna ili kombinacija ferita i perlita, što ovisi o sastavu i veličini odljevka. Najvažniji postupci toplinske obrade žilavog lijeva su:

- popuštanje naprezanja (niskotemperaturna obrada) radi smanjenja ili uklanjanja zaostalih naprezanja;
- žarenje s ciljem poboljšanja rastezljivosti i žilavosti, smanjenja tvrdoće i uklanjanja karbida;
- normalizacija kojom se postiže optimalna kombinacija čvrstoće i rastezljivosti;
- otvrdnjavanje s popuštanjem radi povećanja tvrdoće ili čvrstoće;
- austempering kojim se postiže mikrostruktura visoke čvrstoće koja je donekle i rastezljiva, dobre otpornosti na trošenje;

- površinsko kaljenje (indukcijski, plamenom ili laserom) s ciljem postizanja tvrde površine otporne na trošenje.

Normalizacija, otvrdnjavanje i austempering podrazumijevaju austenitizaciju odljevka uz naknadno kontrolirano kontinuirano ili izotermičko hlađenje. Tim obradama je moguće postići različite mikrostrukture, a time i širok spektar različitih kombinacija mehaničkih svojstava. Mikrostrukture matrice mogu se podijeliti u dvije velike skupine:

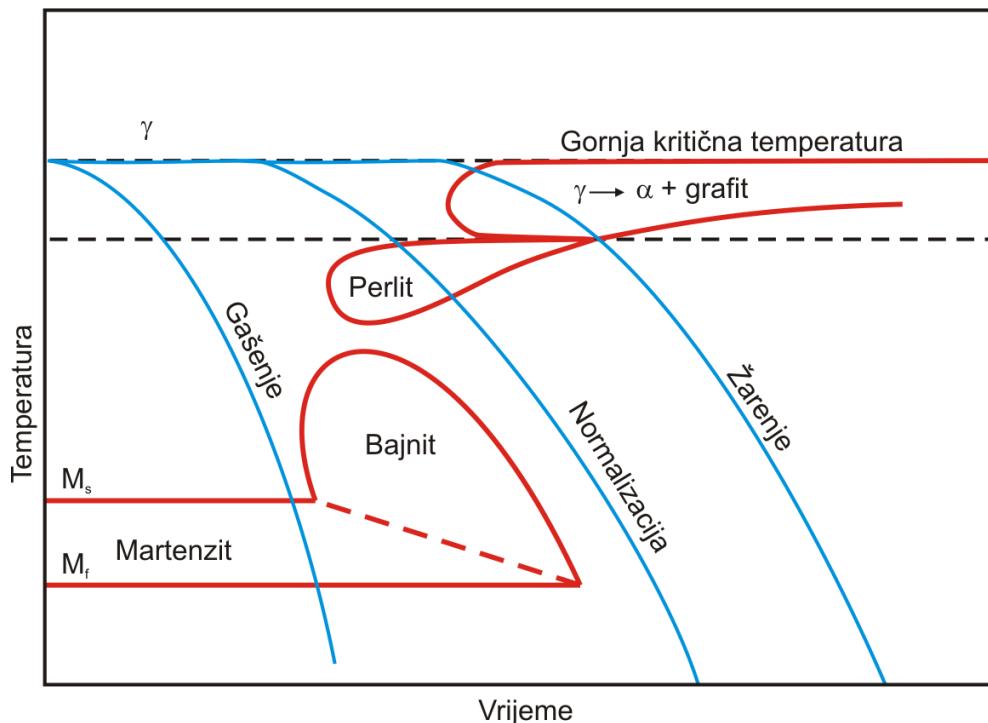
- sa stabilnom feritnom matricom;
- s metastabilnom austenitnom matricom.

Feritna matrica se dobiva toplinskim obradama žarenja, normalizacije, normalizacije i popuštanja ili kaljenja i popuštanja. Austenitna matrica se dobiva austempering obradom (ovakva struktura ima naziv ADI – *Austempered Ductile Iron*).

Popuštanje zaostalih naprezanja ne uključuje transformaciju mikrostrukture, dok površinske obrade (induktivno i kaljenje plamenom) uključuju mikrostrukturne transformacije, ali samo selektivno kontroliranih dijelova odljevka.

Strukture žilavog lijeva

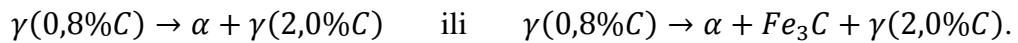
Osnovna strukturalna razlika između feritne i austenitne klase žilavog lijeva pojašnjena je pomoću TTT-dijagrama (*slike 5.8 i 5.9*) i krivulja za kontinuirano hlađenje u peći, na zraku te gašenje u ulju ili vodi. Sporo hlađenje u peći rezultira feritnom strukturalnom matricom (poželjna struktura nakon žarenja), dok nešto brže hlađenje na zraku ili postupkom normalizacije rezultira perlitnom matricom (*slika 5.8*). Gašenje u ulju ili vodi rezultira mikrostrukturom koja se uglavnom sastoji iz martenzita uz nešto ostatnog austenita. Omekšavajućim žarenjem nakon normalizacije ili gašenja nastaje mikrostruktura feritne matrice u kojoj su raspršene male čestice željeznog karbida (ili sekundarnog grafita).



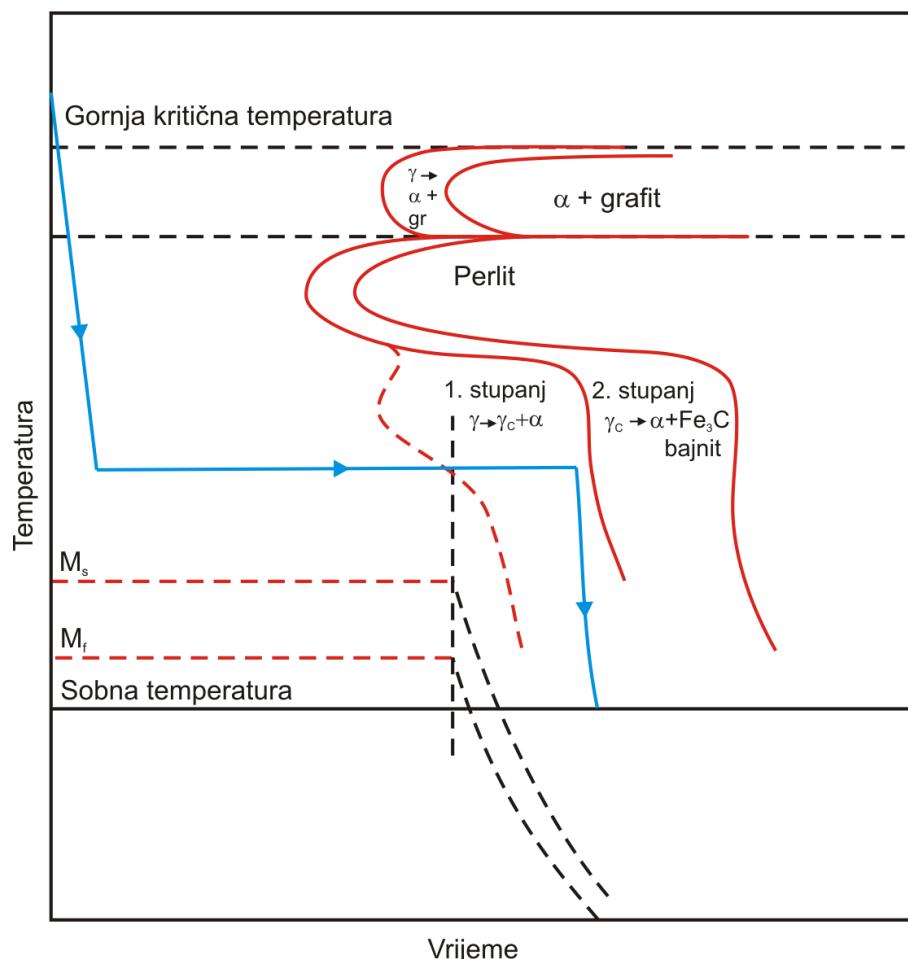
Slika 5.8. Kontinuirani TTT-dijagram s ucrtanim krivuljama hlađenja za žarenje, normalizaciju i gašenje [14]

Slika 5.9 prikazuje izotermički dijagram za žilavi lijev. U dijagramu je ucrtana krivulja hlađenja austempering postupka toplinske obrade ADI. Postupak se sastoji u gašenju (obično u rastaljenoj soli) nakon austenitizacije u izotermičkoj kupki na temperaturu iznad M_s i zadržavanju na toj temperaturi dovoljno dugo da se razvije jedinstvena mikrostruktura austenitne matrice (γ_H) bogate ugljikom (~2

% C) koja uključuje istodobnu nukleaciju i rast pločica ferita (α) ili ferita i željeznog karbida što ovisi o temperaturi i vremenu zadržavanja:



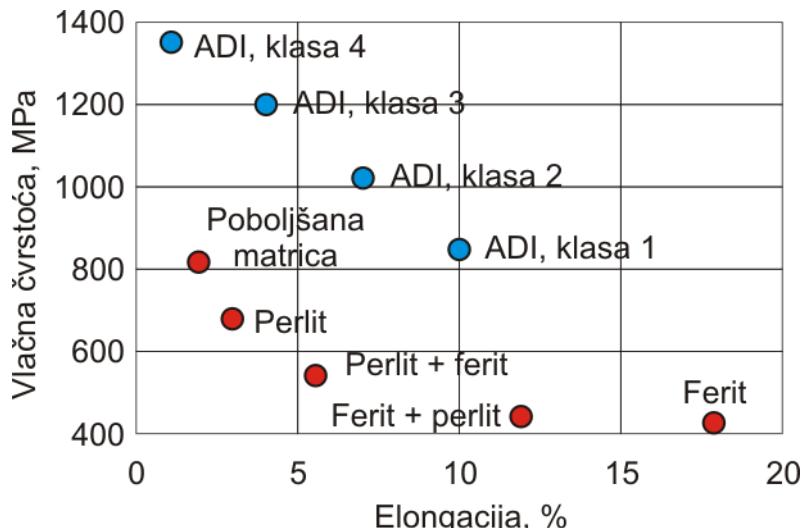
Austempering transformacija napreduje dok se cijela matrica ne transformira u gore opisanu metastabilnu strukturu (1. stupanj, *slika 5.9*), a dalnjim hlađenjem do sobne temperature dobivena struktura se „zamrzava“ prije nastanka bajnitne strukture $\alpha+Fe_3C$ (2. stupanj, *slika 5.9*). Kod žilavog lijeva dodatak silicija $2 \div 3\%$ potiskuje formiranje željeznog karbida Fe_3C . Stoga otpušteni ugljik za vrijeme formiranja ferita u prvom stupnju reakcije obogaćuje, a time i stabilizira austenitnu matricu (spušta M_s temperaturu znatno ispod $0^\circ C$) što sprječava nastanak martenzita ohlađivanjem na sobnu temperaturu. Dakle austempering se prekida prije početka drugog stupnja, što je prikazano na *slici 5.9*. Napredovanjem pretvorbe u prvom stupnju (obogaćivanje austenitne matrice ugljikom) snižavaju se M_s i M_f temperatura. Prosječno trajanje austempering pretvorbe iznosi $1 \div 4$ sati, što ovisi o sastavu i veličini odljevka. Ako austempering traje predugo, dolazi do stvaranja nepoželjnog bajnit u strukturi. Za razliku od čelika, kod žilavog lijeva bajnit u mikrostrukturi odljevka utječe na sniženje žilavosti i rastezljivosti.



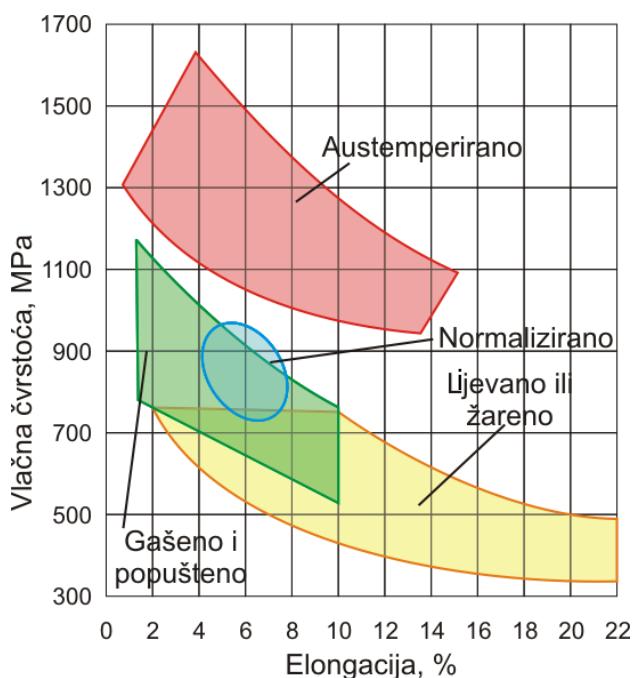
Slika 5.9. Izotermički TTT-dijagram s ucrtanom krivuljom hlađenja za austempering (M_s i M_f temperatura se snižavaju kako se austenit obogaćuje ugljikom u 1. stupnju) [14]

Vlačna čvrstoća

Ovisnost čvrstoće i rastezljivosti za različite klase, strukture i postupke toplinske obrade žilavog lijeva prikazana je u dijagramima (*slike 5.10 i 5.11*). Lako se uočavaju superiorna svojstva ADI klasa žilavog lijeva.



Slika 5.10. Ovisnost mehaničkih svojstava o strukturi matrice i klasi žilavog lijeva [14]

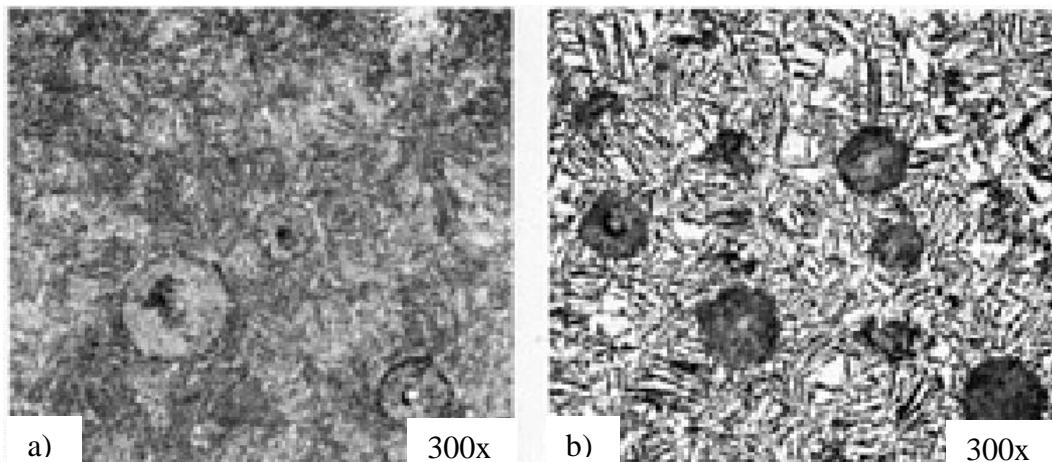


Slika 5.11. Ovisnost mehaničkih svojstava o vrsti toplinske obrade žilavog lijeva [14]

Austemperirani žilavi lijev (ADI)

Može se zaključiti da je austemperirani žilavi lijev jedinstven materijal visoke vlačne čvrstoće i zadovoljavajuće rastezljivosti zahvaljujući matrici koja je kombinacija austenita bogatog ugljikom γ_H i fine disperzije ferita. Kako je ranije opisano, austempering je toplinska obrada koja uključuje zagrijavanje odljevka u austenitno područje (obično $815\text{--}925^\circ\text{C}$), zadržavanje na toj temperaturi određeno vrijeme potrebno za zasićenje austenita ugljikom, hlađenje u izotermičkoj kupki temperature iznad M_s (dovoljno velikom brzinom kako bi se izbjeglo nastajanje perlita i ostalih mješovitih struktura), zadržavanje u kupki dovoljno vremena da se postigne optimalna mikrostruktura acikularnog (igličastog) ferita i ugljikom bogatog austenita.

Svojstva ADI mogu se podešavati odabirom temperature austemperinga. Niža temperatura izotermičke kupke (260°C) rezultira finom strukturom (*slika Slika 5.12a*) visoke čvrstoće i otpornosti na trošenje. Na višoj temperaturi transformacije (370°C) nastaju grublje strukture (*slika 5.12b*) čija su dobra svojstva visoka granica dinamičke izdržljivosti i dobra duktilnost.

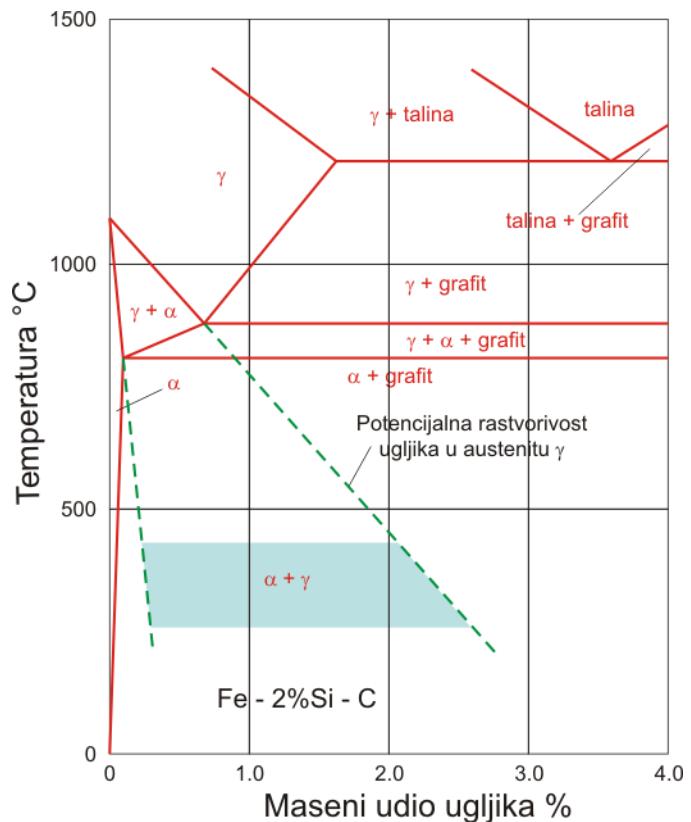


Slika 5.12. Mikrostruktura ADI. a) Žilavi lijev austemperiran na 260°C fine igličaste strukture vlačne čvrstoće 1585 MPa , granice tečenja 1380 MPa , elongacije 3% , udarne žilavosti 54 J i tvrdoće 475 HB ; b) Isti odljevak austemperiran na 370°C grube igličaste strukture vlačne čvrstoće 1035 MPa , granice tečenja 825 MPa , elongacije 11% , udarne žilavosti 130 J i tvrdoće 321 HB .

[14]

5.3.2 Austenitizacija žilavog lijeva

Cilj austenitizacije je dobivanje austenitne matrice s jednolikom raspoređenim sadržajem ugljika prije nastavka obrade. *Slika Slika 5.13* prikazuje pseudobinarni Fe-C dijagram za 2 % Si. Za tipični nadutektički žilavi lijev temperatura austenitizacije mora biti viša od gornje kritične temperature (u dvofaznom području austenita i grafita). Temperatura ovisi o sadržaju legirnih elemenata. Iz dijagrama se također vidi da se porastom temperature austenitizacije povećava rastvorivost ugljika u austenitu. Ova mogućnost izbora sadržaja ugljika u matrici čini važnim kontrolu temperature austenitizacije. To je naročito važno za austempering obradu kod koje dubina do koje toplinska obrada ima efekta jako ovisi o sadržaju ugljika u matrici (porastom sadržaja ugljika linije početka pretvorba u TTT-dijagramu pomiču se udesno - raste prokaljivost). Vrijeme držanja na temperaturi austenitizacije ovisi o sadržaju legirnih elemenata i veličini presjeka odljevka (veći sadržaj legirnih elemenata i veći presjeci produljuju vrijeme držanja).



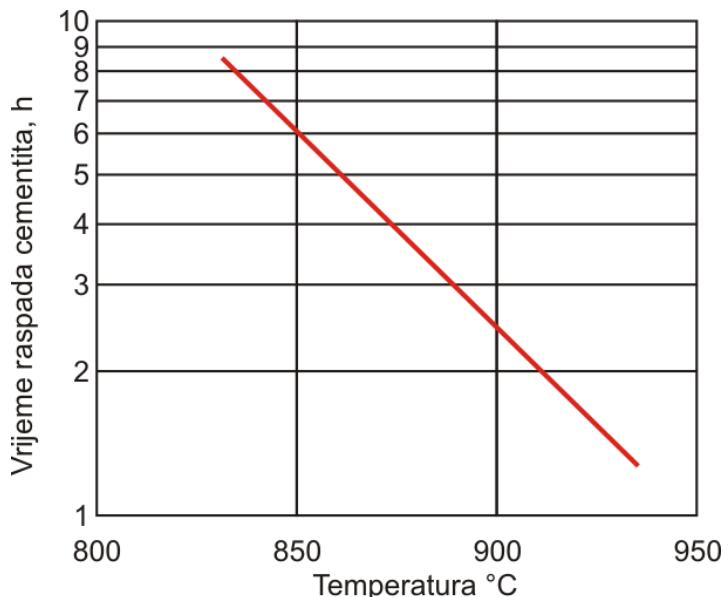
Slika 5.13. Pseudobinarni Fe-C dijagram za 2 % Si [14]

5.3.3 Žarenje žilavog lijeva

Ova obrada se primjenjuje kada se traži maksimalna rastezljivost i dobra obradivost rezanjem, dok je vlačna čvrstoća od sekundarnog značaja. Žarenjem se mikrostruktura matrice transformira u ferit, a višak ugljika deponira se oko postojećih nodula grafita. Postupak žarenja ovisi o sastavu odljevka te se preporuča za sljedeće:

- *Potpuno žarenje nelegiranog lijeva s 2÷3 % Si bez eutektičkih karbida u mikrostrukturi:* grijanje na 870÷900°C i zadržavanje 1 sat za svakih 25 mm debljine stijenke. Naknadno hlađenje u peći do 350°C, a dalje na mirnom zraku do sobne temperature;
- *Potpuno žarenje ako su prisutni karbidi u mikrostrukturi:* grijanje na 900÷925°C i zadržavanje minimalno 2 sata, a za teže odljevke i dulje. Naknadno hlađenje u peći do 700°C uz zadržavanje u trajanju 2 sata, nastavak hlađenja u peći do 350°C, a dalje na mirnom zraku do sobne temperature;
- *Žarenje u svrhu transformacije perlitne u feritnu mikrostrukturu:* grijanje i zadržavanje na 700÷725°C u trajanju 1 sat za svakih 25 mm debljine stijenke. Naknadno hlađenje u peći do 350°C, a dalje na mirnom zraku do sobne temperature.

Ako se radi o legiranim ljevovima, hlađenje nakon žarenja mora biti još sporiye kroz kritično temperaturno područje sve do 400°C. Utjecaj vremena držanja na temperaturi žarenja na raspodjelu primarnih karbida $\text{Fe}_3\text{C}'$ kod nelegiranog žilavog lijeva prikazan je u dijagramu na *slici 5.14*. Željezni karbid se rastvara relativno brzo (na temperaturi od 900°C za otprilike 2,5 sata). Međutim, neki karbidotvorni elementi (uglavnom krom) formiraju kompleksne karbide koji se ne mogu rastvoriti niti nakon 20 sati žarenja na 925°C. Konačni sastav matrice nakon žarenja ovakva odljevka su karbidi (kroma) u feritnoj matrici s rastezljivošću od samo 5 %. Stabilizatori karbida, pored kroma, još su i molibden ako ga ima više od 0,3 %, te vanadij i volfram ako ih ima više od 0,05 %.

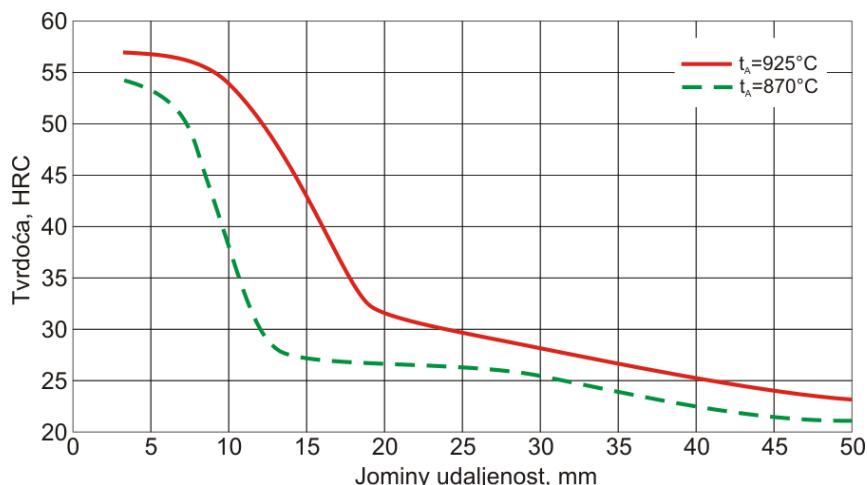


Slika 5.14. Utjecaj vremena držanja na temperaturi žarenja na raspodjelu primarnih karbida [14]

5.3.4 Prokaljivost žilavog lijeva

Prokaljivost je važan parametar zbog određivanja odziva specifičnog odljevka na toplinsku obradu normalizacije, poboljšavanja i austemperinga. Prokaljivost se uobičajeno određuje Jominy pokusom u kojem različita brzina hlađenja po presjeku epruvete rezultira različitim mikrostrukturnama što daje promjenu tvrdoće po presjecima. *Slika Slika 5.15* prikazuje Jominy krivulje za jedan nelegirani žilavi lijev austenitiziran na dvije različite temperature. Viša temperatura austenitizacije osigurava veći sadržaj ugljika u matrici zbog čega je povećana prokaljivost (Jominy krivulja se pomiče prema većim udaljenostima od gašenog čela epruvete, tj. udesno) i maksimalna postignuta tvrdoća. Svrha legiranja žilavog lijeva je povećanje prokaljivosti. Dodatak mangana i molibdena ima znatno veći utjecaj na povećanje prokaljivosti od nikla i bakra. Međutim kombinacije legirnih elemenata (npr. Ni i Mo ili Cu i Mo ili Cu, Ni, Mn ili Mo, Cu, Ni) znatno su učinkovitije u pogledu povećanja prokaljivosti. Tako teški odljevci velikih debljina stijenki za koje se traže svojstva po čitavom presjeku (npr. kod

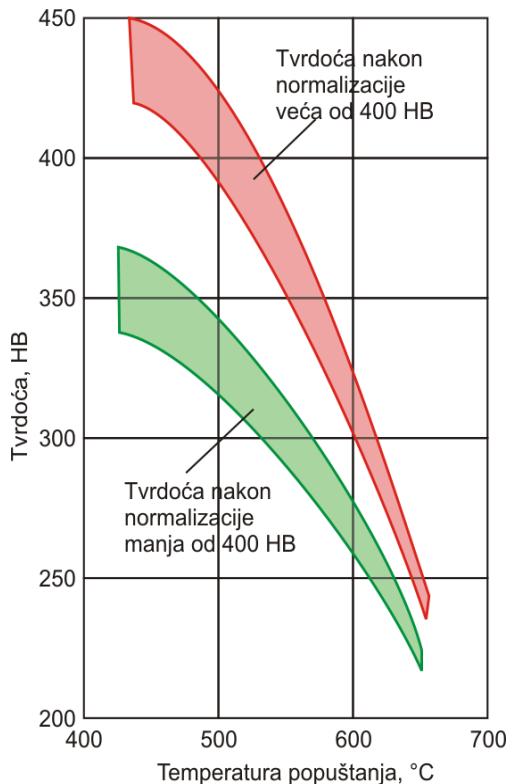
toplinskih obrada poboljšavanja ili austemperinga) obično se legiraju kombinacijom molibdена, bakra i nikla.



Slika 5.15. Jominy krivulje za žilavi lijev sastava: 3,9 % C; 2,2 % Si; 0,04 % Mg te neznatan dodatak Mn, Ni, Cu, Cr, V, Ti [14]

5.3.5 Normalizacija žilavog lijeva

Normalizacija se provodi zagrijavanjem na temperaturu potpune austenitizacije matrice odljevka uz naknadno hlađenje na zraku. Ovom se obradom može značajno poboljšati vlačna čvrstoća odljevka. Mikrostruktura nakon normalizacije ovisi o sastavu odljevka i brzini hlađenja. Sastav odljevka utječe na prokaljivost, tj. na relativni položaj linija u TTT-dijagramu. Brzina hlađenja ovisi o masi odljevka, temperaturi i brzini strujanja rashladnog zraka. Generalno normalizacijom se dobije homogena struktura finog perlita. Teži odljevci, koje treba normalizirati, obično su legirani niklom, molibdenom i manganom radi povećanja prokaljivosti što osigurava razvijanje homogene perlitne strukture nakon normalizacije. Temperatura normalizacije je obično $870 \div 940^\circ\text{C}$. Standardno vrijeme držanja na toj temperaturi je 1 sat za svakih 25 mm debeline stijenke (minimalno 1 sat). Vrijeme je duže za odljevke legirane elementima koji usporavaju difuziju ugljika (kositar i antimон). Nakon normalizacije ponekad se vrši niskotemperaturno popuštanje na nižim temperaturama ($425 \div 650^\circ\text{C}$) s ciljem popuštanja zaostalih naprezanja, postizanja željene tvrdoće ili povećanja žilavosti. Utjecaj niskotemperaturnog popuštanja na tvrdoću i vlačnu svojstva materijala ovisi o sastavu odljevka i tvrdoći nakon normalizacije. Vrijeme zadržavanja na temperaturi niskotemperaturnog popuštanja je isto kao i u slučaju normalizacije. Na slici 5.16 prikazan je utjecaj temperature niskotemperaturnog popuštanja na tvrdoću odljevka.



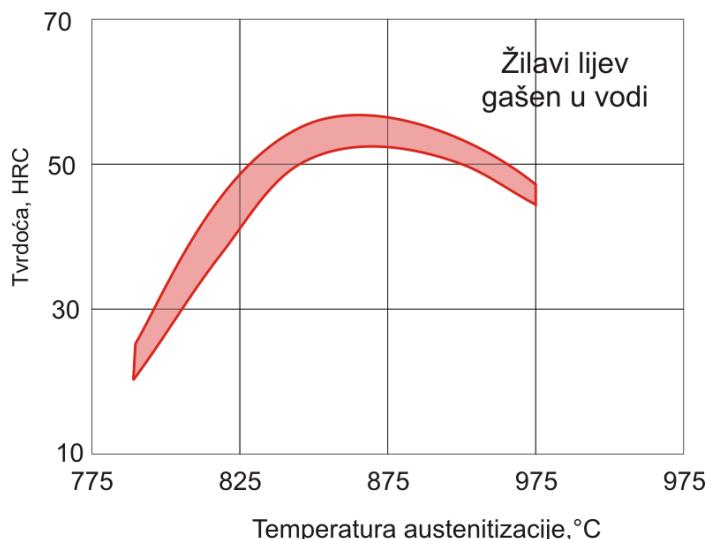
Slika 5.16. Utjecaj temperature niskotemperaturnog popuštanja na tvrdoću odljevka [14]

5.3.6 Poboljšavanje žilavog lijeva

Uobičajena temperatura austenitizacije žilavog lijeva u svrhu kaljenja iznosi $845 \div 925^{\circ}\text{C}$. Kao rashladno sredstvo poželjno je korištenje ulja kako bi se umanjila naprezanja i opasnost od pucanja pri gašenju. Odljevci jednostavnijih oblika mogu se gasiti i u slanoj vodi. Komplikirani odljevci gase se u toploj ulji temperature $80 \div 100^{\circ}\text{C}$ kako bi se spriječilo pucanje.

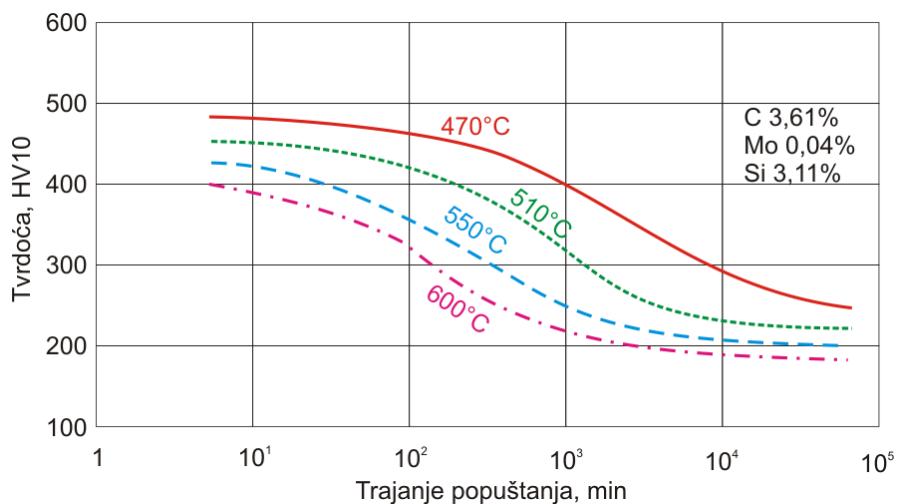
Slika Slika 5.17 prikazuje utjecaj temperature austenitizacije na tvrdoću nakon gašenja žilavog lijeva.

Iz dijagrama se vidi da se najviše tvrdoće ($55 \div 57$ HRC) postižu austenitizacijom između 850 i 870°C . Više temperature, na kojima se u matrici rastvori više ugljika, rezultiraju nižom M_f temperaturom i većim sadržajem mekšeg zaostalog austenita, pa je i ukupna tvrdoća matrice manja. Popuštanje odljevaka vrši se odmah nakon gašenja kako bi se popustila zaostala naprezanja. Tvrdoća nakon popuštanja ovisi o tvrdoći nakon gašenja, kemijskom sastavu odljevka, temperaturi i trajanju popuštanja. Utjecaj temperature i trajanja popuštanja na konačnu tvrdoću nakon obrade prikazan je na *slici 5.18*.



Slika 5.17. Utjecaj temperature austenitizacije na tvrdoću nakon gašenja žilavog lijeva [14]

Iz dijagrama se vidi da se najviše tvrdoće ($55 \div 57$ HRC) postižu austenitizacijom između 850 i 870°C . Više temperature, na kojima se u matrici rastvori više ugljika, rezultiraju nižom M_f temperaturom i većim sadržajem mekšeg zaostalog austenita, pa je i ukupna tvrdoća matrice manja. Popuštanje odljevaka vrši se odmah nakon gašenja kako bi se popustila zaostala naprezanja. Tvrdoća nakon popuštanja ovisi o tvrdoći nakon gašenja, kemijskom sastavu odljevka, temperaturi i trajanju popuštanja. Utjecaj temperature i trajanja popuštanja na konačnu tvrdoću nakon obrade prikazan je na *slici 5.18*.



Slika 5.18. Utjecaj temperature i trajanja popuštanja na konačnu tvrdoću nakon obrade [14]

Popuštanje odljevaka na temperaturama $425 \div 600^{\circ}\text{C}$ odvija se u dvije faze. Prva faza uključuje nastajanje precipitata (željeznih karbida), slično kao i kod čelika. Druga faza započinje nukleacijom i rastom malih kuglica sekundarnog grafita na račun rastvaranja karbida. Pad tvrdoće povezan s drugom fazom rezultira odgovarajućim smanjenjem vlačne čvrstoće i dinamičke izdržljivosti.

5.3.7 Površinsko kaljenje žilavog lijeva

Površine izradaka iz žilavog lijeva otvrđuju se kaljenjem plamenom, induksijski ili laserom. Zbog vrlo kratkog ciklusa zagrijavanja poželjno je obradu vršiti na žilavom lijevu s perlitnom matricom. Odljevci bez slobodnog ferita u matrici trebaju vrlo kratko vrijeme držanja na temperaturi

austenitizacije kako bi se dovoljna količina ugljika rastvorila u austenitu s ciljem postizanja maksimalne tvrdoće. Odljevci s ograničenom količinom slobodnog ferita također daju zadovoljavajuće rezultate, dok odljevke s feritnom matricom (vrlo visoke duktilnosti) treba zadržavati na temperaturi 870°C nekoliko minuta kako bi se u austenitu rastvorila dovoljna količina ugljika iz susjednih grafitnih nodula. Odljevci čija je mikrostruktura matrice „fini perlit“ (sorbit ili trustit) najčešće dobivena normalizacijom, imaju trenutačni odziv na obradu površinskog kaljenja te jezgra takvih odljevaka pruža izvrsnu potporu otvrdnutoj površini.

Odgovarajućim vođenjem postupka i kontrolom temperature austenitizacije (između 845 i 900°C) područje tvrdoća koje se postiže za različite matrice žilavog lijeva jesu:

- Žilavi lijev, žaren (feritičan), gašen vodom nakon zagrijavanja plamenom ili induksijskim svitkom, 35 do 45 HRC
- Žilavi lijev, uglavnom feritičan (djelomično perlitičan), žaren za popuštanje naprezanja prije zagrijavanja, samozakaljen, 40 do 45 HRC
- Žilavi lijev, uglavnom feritičan (djelomično perlitičan), žaren za popuštanje naprezanja prije zagrijavanja, gašen vodom, 50 do 55 HRC
- Žilavi lijev, uglavnom perlitičan, žaren za popuštanje naprezanja prije zagrijavanja, gašen vodom, 58 do 62 HRC.

Utjecajni faktori na postignutu tvrdoću nakon obrade su vrijeme zagrijavanja, temperatura austenitizacija, količina rastvorenog ugljika, veličina odljevka i intenzitet hlađenja. Kada se radi o presjecima izradaka komplikiranog oblika, često se kao rashladna sredstva koriste uljni rastvori ili polimerni vodeni rastvori kako bi se umanjila opasnost od pucanja za vrijeme gašenja.

Plameno ili induksijsko kaljenje žilavog lijeva upotrebljava se za izratke podvrgnute teškim radnim uvjetima poput radilica za motore, ležajeva za valjke u industriji papira, velikih lančanika i sl.

Odziv žilavog lijeva na induksijsko kaljenje ovisi o količini perlita u matrici nakon lijevanja, normalizacije ili odljevka koji je normaliziran i žaren. Kod poboljšanog žilavog lijeva sekundarne kuglice grafita (formirane visokotemperaturem popuštanjem) dovoljno su blizu jedna drugoj da osiguraju dostatni sadržaj ugljika u austenitu za vrijeme induksijskog zagrijavanja.

U lijevanom stanju smatra se da je potrebno bar 50 % perlita u matrici za postizanje zadovoljavajuće tvrdoće induksijskim zagrijavanjem na temperaturu 955 do 980°C u trajanju minimalno 3,5 s. Strukture nižeg sadržaja perlita mogu se kaliti, ali s viših temperatura i uz rizik nastanka ostatnog austenita, ledeburita i oštećenja površine. S većim sadržajem perlita u matrici (iznad 50 %) temperatura austenitizacije može se smanjiti na 900 do 925°C.

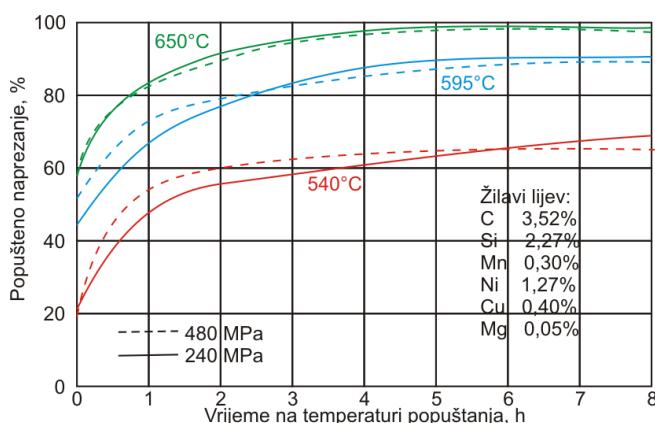
U normaliziranom stanju potrebno je barem 50 % perlita u matrici kako bi se, austenitizacijom na 955 do 980°C u trajanju 3,5 s ili više, postigla zadovoljavajuća tvrdoća. Normalizirani i žareni izradci s nižim sadržajem perlita imaju slab odziv na obradu induksijskim kaljenjem zbog male količine rastvorenog ugljika u austenitu. Za vrijeme žarenja atomi ugljika iz perlitne matrice sele prema grafitnim nodulima. U ciklusu induksijskog zagrijavanja ugljik iz nodula ponovno se rastvara u matrici, međutim vrijeme držanja je prekratko za difuziju ugljika po cijelom feritnom području. Sljedeći bitan utjecajni faktor je broj grafitnih nodula. Veći broj nodula po jedinici volumena osigurava veću količinu rastvorenog ugljika u austenitu i veću tvrdoću površine nakon obrade.

U poboljšanom stanju odziv na induksijsko kaljenje je izvrstan u širokom rasponu mikrostrukturna sve do 95 % ferita u matrici. Prednost poboljšanog žilavog lijeva je u dopuštenoj nižoj prethodnoj tvrdoći (prije induksijskog kaljenja), ali postoji opasnost od deformacije ili pojave pukotina prilikom obrade.

Kaljenje pretaljivanjem. Vrlo intenzivnim lokalnim zagrijavanjem, koje se postiže plazma lukom ili laserom, moguće je rastaliti vrlo mali površinski sloj izratka iz žilavog lijeva. Ova talina se naglo hlađi odvođenjem topline prema jezgri. Nastaje površinska struktura bijelog lijeva koja ne sadrži grafit zbog čega ima visoku tvrdoću i otpornost na trošenje.

5.3.8 Popuštanje zaostalih naprezanja

Kompleksnim odljevcima iz žilavog lijeva se vrši popuštanje zaostalih naprezanja na 510 do 675°C. Temperature nižih vrijednosti su zadovoljavajuće za većinu primjena. Višim temperaturama žarenja zaostala naprezanja gotovo se u potpunosti otklanjamaju, ali uz određeno smanjenje tvrdoće i čvrstoće. Preporučena temperatura žarenja za popuštanje napetosti iznosi od 510 do 565°C za nelegirani, 565 do 595°C za niskolegirani, 595 do 650°C za visokolegirani te 520 do 675°C za austenitni žilavi lijev. Vrijeme držanja ovisi o temperaturi, složenosti odljevka i željenom stupnju popuštanja napetosti. Iskustvo dobre prakse preporuča držanje 1 sat + 1 sat za svakih 25 mm debljine stijenke. *Slika Slika 5.19* prikazuje utjecaj temperature i vremena držanja na postotak popuštenog naprezanja.



Slika 5.19. Postignuto popuštanje zaostalih naprezanja žilavog lijeva na tri različite temperature popuštanja i vrijeme držanja do 8 sati [14]

Hlađenje nakon popuštanja naprezanja mora biti jednoliko po čitavom presjeku kako bi se izbjeglo nastajanje novih zaostalih naprezanja. Odljevci se moraju hladiti u peći do 290°C nakon čega se hlađe na zraku. Austenitni odljevci se mogu, u većini slučajeva, hladiti na zraku nakon toplinskog tretmana.

5.3.9 Utjecaj toplinske obrade na dinamičku izdržljivost

Kod toplinske obrade žilavog lijeva s ciljem poboljšanja dinamičke izdržljivosti potrebno je izabrati odgovarajuću temperaturu i sastav odljevka. Od velikog je značaja mikrostruktura odljevka (velik broj grafitnih nodula, izvrsna nodularnost bez defekata). Jedan od uzroka niske dinamičke izdržljivosti kod klasično poboljšanog žilavog lijeva može biti nastajanje precipitata sekundarnog grafita u matrici za vrijeme popuštanja. Omekšavanje koje prati nastajanje precipitata rezultira smanjenom dinamičkom izdržljivosti. Količina nastalog sekundarnog grafita može se kontrolirati kemijskim sastavom (prvenstveno ugljika i silicija) i temperaturom popuštanja (količina sekundarnog grafita raste s porastom temperature popuštanja). S porastom sadržaja ugljika raste i količina nastalog sekundarnog grafita. Povećani sadržaj silicija povećava stupanj sekundarne grafitizacije.

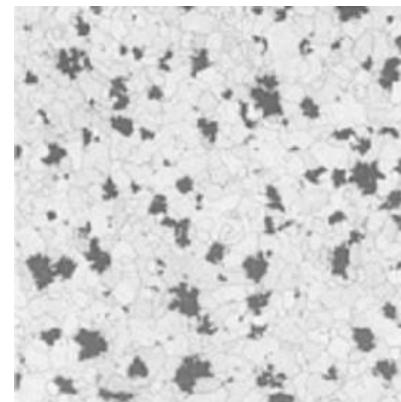
Dinamička izdržljivost žilavog lijeva može se značajno povećati prikladnom toplinskom obradom. Dinamička izdržljivost za $20 \cdot 10^6$ ciklusa raste s porastom tvrdoće matrice kao rezultat toplinske obrade. Npr. komponenta koja ima dinamičku izdržljivost 170-200 MPa u žarenom stanju, u izotermički ili klasično poboljšanom stanju ima dinamičku izdržljivost 310-345 MPa. Kod rotirajućeg vratila opterećenoga na savijanje koji je prethodno podvrgnut austempering obradi dinamička izdržljivost je reda veličine 480 MPa, a može dostići i vrijednosti od 690 MPa ako je vratilo nakon toplinske obrade hladno valjano ili kugličareno. Dinamička izdržljivost bit će optimalna ako je struktura matrice homogena po cijelom presjeku i bez defekata. Priroda žilavog lijeva je takva da postoji mnogo mikrostrukturnih izvora koji mogu umanjiti dinamičku izdržljivost, što uključuje: povećanu veličinu nodula, mikroporozitet, eutektičke karbide, trosku i druge uključine. Svi navedeni problemi naročito dolaze do izražaja kod masivnih odljevaka.

5.4 TOPLINSKA OBRADA KOVKASTOG LIJEVA

Feritni i perlitni kovkasti lijev dobivaju se žarenjem bijelog lijeva kontroliranog sastava, tako da je žarenje značajan dio proizvodnog procesa ovog lijevanog željeza. Kod velikog broja aplikacija, u novije vrijeme, kovkasti se lijev sve više zamjenjuje žilavim lijevom. Do toga dolazi zbog neophodnih i jako dugih toplinskih tretmana kovkastog lijeva (oko 100 sati) te problema dovoljno brzog hlađenja odljevaka velikih debljina stijenke. Danas se često koristi za tankostijene odljevke i dijelove od kojih se zahtijeva maksimalna obradljivost postupcima obrade odvajanjem čestica, te za dijelove čija površina mora biti otporna na trošenje.

Žarenje kovkastog lijeva vrši se u pećima s kontroliranim atmosferom čime se eliminira mogućnost razugličenja površinskog sloja. Žarenje uključuje tri važna koraka:

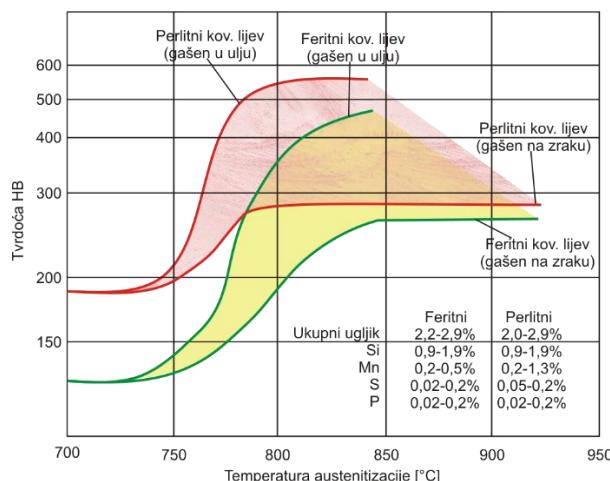
1. Prvi korak je nukleacija nakupina (kvržica) grafita inicirana u početku zagrijavanja na visoku temperaturu žarenja.
2. Drugi korak je zadržavanje odljevka na temperaturi $900\text{--}970^{\circ}\text{C}$. Ovaj se korak naziva prvi stupanj grafitizacije. Za vrijeme prvog stupnja masivni karbidi bijelog lijeva eliminiraju se iz strukture odljevka. Kada su karbidi rastvoreni, odljevak se naglo hlađi na temperaturu 740°C prije početka drugog stupnja grafitizacije.
3. Treći korak u postupku žarenja sastoji se od sporog hlađenja u području temperature A1 (alotropska modifikacija). Ovaj se korak naziva drugim stupnjem grafitizacije. Za vrijeme ovog stupnja postiže se feritna matrica bez karbida. Brzina hlađenja iznosi $2\text{--}28^{\circ}\text{C}/\text{h}$. *Slika Slika 5.20* prikazuje mikrostrukturu feritnog kovkastog lijeva.



Slika 5.20. Feritni kovasti lijev – 750x [14]

5.4.1 Poboljšavanje kovkastog lijeva

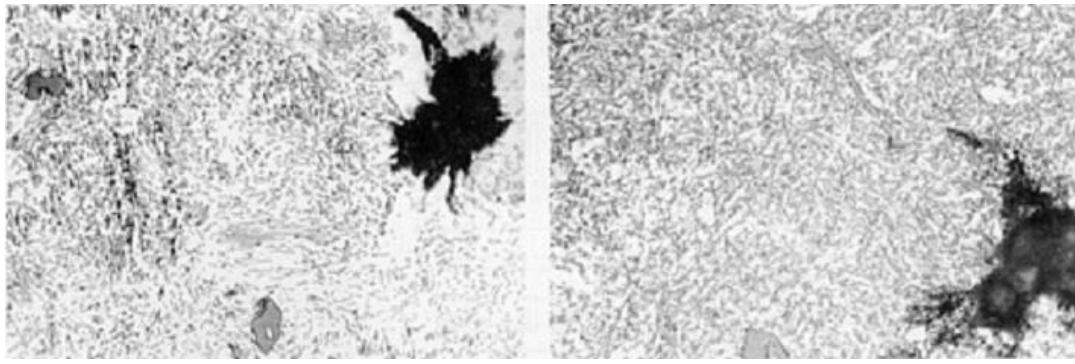
Uobičajeni postupak za otvrđivanje perlitnog kovkastog lijeva sastoji se iz gašenja odljevka nakon prve faze žarenja čime se zadržava oko 0,75 % ugljika u matrici (kombiniranog ugljika), te naknadnog zagrijavanja na 885°C kako bi se matrica austenitizirala te se izvršila homogenizacija matrice (tj. kako bi se postigao ravnomjeran raspored ugljika u matrici), nakon čega slijedi gašenje u struji tople uljne kupke temperature 50°C . Na taj način nastaje matrica čistog martenzita tvrdoće $550\text{--}630$ HB. Na *slici 5.21* prikazan je utjecaj temperature austenitizacije na tvrdoću feritnog i perlitnog kovkastog lijeva. Pravilna temperatura austenitizacije za perlitni kovkasti lijev iznosi 885°C , a za feritni 900°C . Ako se vrši direktno gašenje u uljnoj kupki (sobne temperature), potrebno je posvetiti posebnu pažnju kako bi se sprječio nastanak pukotina (zbog velikog sadržaja ugljika u matrici).



Slika 5.21. Utjecaj temperature austenitizacije i rashladnog sredstva na tvrdoću kovkastog lijeva nakon gašenja [14]

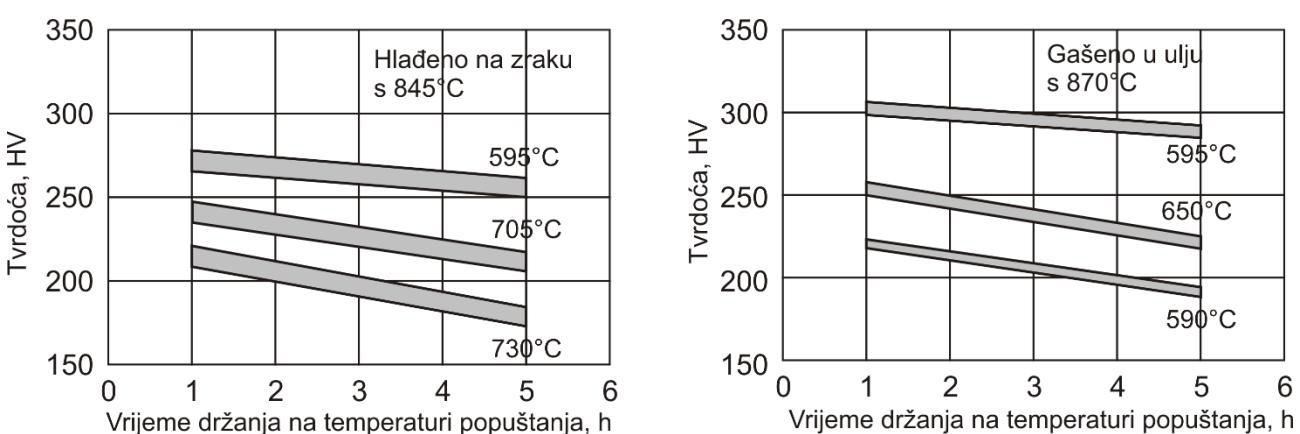
Slika 5.22 prikazuje mikrostrukturu perlitnog kovkastog lijeva za različite toplinske obrade. Perliti kovkasti lijev gašen na zraku i naknadno popušten ima matricu koja se sastoji iz feritnih prstena oko temperiranog grafita („bull eye“) i djelomično razbijenog lamelarnog perlita (kvržica) što rezultira nižom granicom tečenja. Preostali lamelarni perlit umanjuje sposobnost obrade odvajanjem čestica do tvrdoča od 240 HV.

Perliti kovkasti lijev gašen u ulju i popušten ima matricu popuštenog martenzita u kojoj se kombinirani ugljik (iz matrice) nalazi potpuno sferoidiziran bez feritnih prstena oko temperiranog grafita. Na taj se način postiže viša granica popuštanja te obradljivost rezanjem do 320 HV.



Slika 5.22. Perliti kovkasti lijev: a) nakon prve faze grafitizacije, gašenja na zraku i popuštanja (212 HB, 750x); b) nakon prve faze grafitizacije, gašenja u ulju i popuštanja (255 HB, 750x). [14]

Povećanje temperature austenitizacije i vremena držanja povećava količinu rastvorenog ugljika u austenitu, a time i količinu kombiniranog ugljika u matrici nakon gašenja. Područje temperature austenitizacije od 900 do 930°C osigurava veću homogenost austenita, što je poželjno zbog dobivanja što ravnomernijeg martenzita. Više temperature rezultiraju i većom tendencijom distorziji ili lomu. Temperatura i trajanje popuštanja s ciljem postizanja određene tvrdoče može se odrediti primjenom dijagrama na **slici 5.23**. Popuštanje martenzita prvenstveno je ovisno o temperaturi, dok je utjecaj vremena držanja znatno manji. Visokotemperaturno popuštanje perlita je proces koji ovisi podjednako o temperaturi i trajanju.



Slika 5.23. Utjecaj temperature popuštanja i vremena držanja na tvrdoču perlitnog kovkastog lijeva sastava 2,35-2,45 % C, 1,45-1,55 % Si, 0,03 % P, 0,06-0,15 % S, 0,38-0,50 % Mn i manje od 0,003 % Cr [14]

Poboljšani perliti kovkasti lijev također se može dobiti rastvornim žarenjem feritnog kovkastog lijeva čija matrica ne sadrži ugljik. Grafit se može rastvoriti u austenitu dovoljno dugim žarenjem na 900-930°C. Sadržaj kombiniranog ugljika, dobiven na ovaj način, u pravilu je niži nego kod perlitnog

kovkastog lijeva dobivenog direktnim hlađenjem na zraku s 900°C . Zbog nižeg sadržaja ugljika u matrici temperatura naknadnog popuštanja, potrebna za postizanje određene tvrdoće, kod ovog lijeva je niža.

Trajanje popuštanja, na odgovarajućoj temperaturi, ne smije biti kraće od 2 sata kako bi se osigurala jednolika struktura. Trajanje popuštanja podešava se prema debljini presjeka i mikrostrukturi dobivenoj prethodnim gašenjem. Konačna tvrdoća kontrolira se slično kao i kod popuštanja ugljičnih čelika.

5.4.2 Bajnitna toplinska obrada kovkastog lijeva s perlitnom matricom

Ovakvom se obradom može postići struktura matrice s donjim ili gornjim bajnitom značajno veće čvrstoće i tvrdoće, ali manje duktilnosti. Perlitni kovkasti lijev ($2,6\% \text{ C}; 1,4\% \text{ Si}; 0,5\% \text{ Mn}; 0,11\% \text{ S}$) žaren na 930°C u trajanju od 16 sati, gašen na zraku i naknadno popušten na 680°C u trajanju od 4 sata postiže vlačnu čvrstoću od 650 MPa , granicu tečenja 460 MPa i rastezljivost $3,4\%$ uz tvrdoću 217 HB . Isti izradak austenitiziran na 900°C u solnoj kupki u trajanju od 1 sat, izotermički gašen u solnoj kupki temperature 295°C u trajanju 3 sata te ohlađen na zraku postiže vlačnu čvrstoću od 995 MPa , granicu tečenja 920 MPa i rastezljivost 1% uz tvrdoću 388 HB .

5.4.3 Otvrdnjavanje površine kovkastog lijeva

Perlitni kovkasti lijev može se površinski otvrdnuti induksijski ili zagrijavanjem plamenom uz naknadno gašenje. Za zagrijavanje se koristi još i laserska tehnika te elektronski snop. Na površini se postiže tvrdoće $55 \div 60 \text{ HRC}$. Dubina penetracije kontrolira se intenzitetom zagrijavanja i razvijenom temperaturom na površini izratka. Maksimalna tvrdoća koja se postiže u matrici iznosi 67 HRC , ali konvencionalnim metodama mjerena izmjerene prosječne vrijednosti su manje zbog mekih krvžica grafita koje se nalaze u matrici i iznose oko 62 HRC .

5.5 TOPLINSKA OBRADA VISOKOLEGIRANIH LJEVOVA ŽELJEZA

Visokolegirana lijevana željeza su važna skupina materijala te ih treba razmatrati odvojeno od običnih lijevanih željeza. Proizvode se u posebno opremljenim ljevaonicama, najčešće u elektrolučnim pećima s preciznom kontrolom sastava i temperature. Uloga legirnih elemenata kod visokolegiranog lijevanog željeza je povećanje otpornosti na abrazivno trošenje, čvrstoće, otpornosti na oksidaciju pri povišenim temperaturama i poboljšanje antikorozivnih svojstava. Visokolegirani ljevovi uključuju siva i bijela lijevana željeza.

Podjela visokolegiranih lijevanih željeza

Visokolegirana siva (grafitna) lijevana željeza koja obuhvaćaju:

- austenitni sivi ili žilavi lijev
- lijevana željeza otporna na visoke temperature, visokog sadržaja silicija
- lijevana željeza otporna na koroziju, visokog sadržaja silicija.

Visokolegirana bijela lijevana željeza koja obuhvaćaju:

- krom-nikal bijela lijevana željeza
- bijela lijevana željeza visokog sadržaja kroma.

5.5.1 Visokolegirana siva lijevana željeza

Visokolegirana grafitna lijevana željeza našla su primjenu prvenstveno kada se traži:

1. otpornost na koroziju
2. čvrstoća i otpornost na oksidaciju pri visokim radnim temperaturama.

Koriste se ljevovi s lisnatim (sivi lijev) i nodularnim grafitom (žilavi lijev). Ljevovi otporni na koroziju uključuju legure s $13 \div 36\% \text{ nikla}$ (sivi i žilavi lijev) te silicijem legirani $14,5\% \text{ Si}$ sivi

lijev. Legirani ljevovi za rad na visokim temperaturama su niklom legirani austenitni sivi i žilavi lijev te lijev s visokim sadržajem silicija (4÷6 %) također s grafitom lisnatog i/ili nodularnog oblika. U ovu se skupinu ubrajaju i dvije legure i to one legirane s 1÷7 % aluminija i one legirane s 18÷25 % aluminija. Iako ljevovi legirani aluminijem imaju izvanrednu otpornost na oksidaciju, na visokim temperaturama veliki su problemi vezani za taljenje i lijevanje ovih legura. Komercijalna primjena ovih ljevova nije uobičajena.

Veliki sadržaj legirnih elemenata utječe na slijevanje željeznih ljevova. Stvaraju se uvjeti formiranja tercijarnih faza i sekundarnog eutektikuma za vrijeme skrućivanja. Stoga mnogi visokolegirani ljevovi sadrže interdendritične ili silicijeve karbide u ljevačkoj strukturi. Ti konstituenti često zaostaju i nakon toplinske obrade te su prihvatljiv dio strukture.

5.5.1.1 Austenitna lijevana željeza legirana niklom

Ova skupina ljevova koristi se zbog svoje otpornosti na koroziju i visoke temperature. Proizvodi se kao sivi i žilavi lijev. Koristi se za primjene gdje se traži otpornost na koroziju, habanje, visokotemperaturna stabilnost i čvrstoća. Nadalje, ovi ljevovi imaju niski koeficijent toplinskog širenja, nemagnetični su te imaju dobru žilavost na niskim temperaturama.

5.5.1.1.1 Toplinska obrada austenitnog žilavog lijeva

Toplinska obrada ljevova legiranih niklom ima za svrhu smanjenje zaostalih naprezanja i stabilizaciju mikrostrukture s ciljem povećanja izdržljivosti. Toplinski tretmani slični su tretmanima ljevova s grafitom u nodularnom (žilavi lijev) ili lamelarnom obliku (sivi lijev).

Popuštanje naprezanja

Za većinu primjena austenitnog lijevanog željeza preporuča se popuštanje naprezanja na 620-675°C u trajanju od 1 sat/25 mm presjeka kako bi se uklonila naprezanja zaostala nakon lijevanja ili obrade. Popuštanje naprezanja mora se poduzeti nakon grube strojne obrade, naročito za odljevke uskih tolerancija koji su bili zavarivani ili izloženi visokim naprezanjima u eksploraciji.

Držanje odljevaka na 480°C u trajanju 1 sat/25 mm debljine stijenke uklonit će oko 60 % zaostalih naprezanja. Popuštanje naprezanja na 675°C eliminirat će gotovo 95 % zaostalih naprezanja. Nakon obrade obično je prihvatljivo hlađenje s temperature popuštanja do sobne temperature u trajanju 1÷2 sata za svakih 25 mm debljine presjeka, iako hlađenje u peći rezultira minimalnim zaostalim naprezanjima. Popuštanje naprezanja ne utječe na vlačnu čvrstoću, tvrdoću i duktilnost. Za velike odljevke relativno tankih presjeka preporuča se hlađenje u kalupu nakon lijevanja do ispod 315°C radije nego naknadna toplinska obrada za popuštanje naprezanja.

Sferoidizacijsko žarenje

Odljevci tvrdoće iznad 190 HB mogu se omekšati zagrijavanjem od 980 do 1040°C u trajanju 12÷15 sati, osim legura koje sadrže ≥ 4 % kroma. Posljedica velike količine karbida uzrok je visoke tvrdoće koja se može javiti zbog naglo ohlađenih odljevaka ili kod tanjih presjeka. Žarenjem se otapaju ili sferoidiziraju karbidi. Iako se tvrdoća smanjuje, sferoidizacijsko žarenje nema negativni učinak na čvrstoću odljevka.

Visokotemperaturna stabilizacija

Odljevci za primjene iznad 430°C, bilo da se koriste za statička ili dinamička opterećenja pri temperaturama 480°C ili višima, treba stabilizirati toplinskom obradom. Tretman se sastoji iz držanja na 760°C minimalno 4 sata ili na 870°C 2 sata, hlađenja u peći do 540°C, a zatim hlađenja na zraku. Tim se postupkom stabilizira mikrostruktura i minimaliziraju promjene dimenzija odljevka u eksploraciji. Tretman je osmišljen kako bi se smanjila razina ugljika u matrici, a time i deformacije koje su čest pratilac toplinske obrade. Poželjno je stabilizirati odljevak prije završne obrade rezanjem.

Žarenje za postizavanje dimenzijske stabilnosti

Ovaj tretman je obično ograničen na odljevke za koje se zahtijeva dimenzijska stabilnost (kao kod preciznih strojeva ili znanstvenih instrumenata).

Faze postupka:

- Zagrijavanje do 870°C i zadržavanje minimalno 2 sata plus 1 sat/ 25 mm debljine stijenke
- Hlađenje u peći brzinom ne većom od 50°C/h do 540°C
- Držanje na 540°C i to 1 sat za svakih 25 mm debljine stijenke, a zatim ravnomjerno hlađenje na zraku
- Nakon grube obrade zagrijavanje na $455\div480^{\circ}\text{C}$ uz zadržavanje 1 sat za svakih 25 mm debljine stijenke i ravnomjerno hlađenje na zraku
- Nakon završne fine obrade zagrijavanje na $260\div315^{\circ}\text{C}$ i ravnomjerno hlađenje na zraku.

5.5.1.2 Željezni ljevovi za visoke temperature (visokog sadržaja silicija)

Grafitna lijevana željeza legirana s $4\div6\%$ Si široko se koriste za rad na visokim temperaturama. Cijena ovih ljevova je niska. Bez obzira na to radi li se o sivom ili nodularnom lijevu, otporni su na oksidaciju te imaju stabilnu feritnu strukturu matrice tako da ne dolazi do fazne promjene sve do 815°C . Povišeni sadržaj silicija smanjuje intenzitet oksidacije na povišenim temperaturama, jer potiče stvaranje gustog prionjivog površinskog sloja oksida željeznog silikata. Tendencija stvaranja ovog sloja je veća nego stvaranja željeznih oksida. Sloj oksida željeznog silikata znatno je otporniji na prodror kisika, a njegova učinkovitost se poboljšava povećanjem sadržaja silicija.

Sivi lijev visokog sadržaja silicija

Kod ovog lijeva dobra je strana visoka kritična temperatura (eutektoidna A_1), stabilna feritna matrica i fina grafitna struktura. Takva kombinacija osigurava dobru otpornost porastu dimenzija i oksidaciji. Trgovački naziv ovog lijeva je „Silal“. Otpornost na oksidaciju dodatno se poboljšava dodatkom kroma do 2 %.

Žilavi lijev visokog sadržaja silicija

Pojava žilavog lijeva dovela je do razvoja žilavog lijeva visokog sadržaja silicija, koji predstavlja najviše korišteni lijev za primjenu na visokim temperaturama. Nodularni oblik grafita osigurava dodatno povećanje otpornosti na oksidaciju i promjenu dimenzija u odnosu na lisnati oblik grafita. Veća čvrstoća, duktilnost i žilavost ovoga lijeva čini ga pogodnim za znatno zahtjevnije primjene. Žilavi lijev visokog sadržaja silicija dizajniran je kako bi se povećala maksimalna radna temperatura feritnom nodularnom lijevu. Ovi ljevovi se koriste za radne temperature do 900°C . Povećanjem sadržaja silicija do 4 % podiže se A_1 temperatura na 815°C , a do 5 % Si temperatura A_1 raste iznad 870°C . Mehanička svojstva ovako legiranih ljevova na donjem kraju raspona ($4\div4,5\%$ Si) slična su svojstvima standardnoga feritnoga nodularnog lijeva. Kod više legiranih ljevova ($5\div6\%$ Si) poboljšana je otpornost na oksidaciju i povećana kritična temperatura A_1 , ali lijev može biti vrlo krhak na sobnoj temperaturi. Za ljevove povišenog sadržaja silicija prijelazna temperatura udarne žilavosti nalazi se dosta iznad sobne temperature, dok je radnja loma u gornjem dijelu intervala prijelazne temperature za udarnu žilavost reducirana. Duktilnost raste tek iznad 430°C .

Legiranjem s $0,5\div1\%$ Mo rezultira odgovarajućom čvrstoćom na povišenoj temperaturi i otpornosti puzanju. Veći dodatak molibdена koristi se kada je potrebna maksimalna čvrstoća na povišenoj temperaturi. Visoki sadržaj molibdена ($>1\%$) obično rezultira nastajanjem interdendritičnih karbida Mo_2C koji se ne rastvaraju čak niti žarenjem i uzrokuju smanjenje žilavosti i plastičnosti na sobnoj temperaturi.

Silicij smanjuje eutektičku koncentraciju. Za 4 % Si u lijevu eutektička koncentracija je u rasponu od 3,2 do 3,5 %, ovisno o veličini presjeka, a pri 5 % Si iznosi oko 2,9 % C.

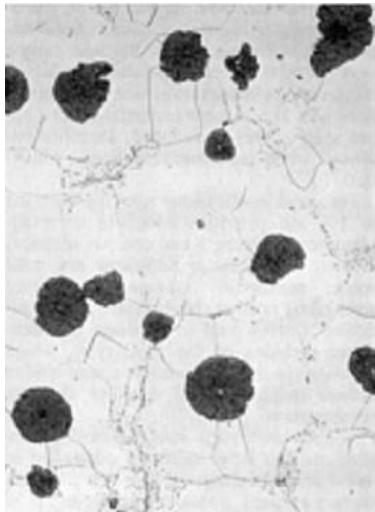
Primjena

Iako su ovi ljevovi prilično krhki na sobnoj temperaturi, sivi lijev visokog sadržaja silicija ima zadovoljavajuću žilavost na temperaturama iznad 260°C, te se uspješno koristi za peći i dijelove ložišta, mlaznice plamenika i postolja u pećima za toplinsku obradu. Nodularni lijev legiran Si i Mo koristi se za izradu ispušnih grana i turbopuhala za kamione, a također za police u pećima za toplinsku obradu.

Toplinska obrada lijeva visokog sadržaja silicija za visokotemperaturne primjene

Sivi i nodularni lijev visokog sadržaja silicija imaju uglavnom feritnu matricu. Ako sadrže elemente koji stabiliziraju karbide, u matrici se pojavljuje i određena količina perlita, a često i izdvojena područja karbida. Krhkost ovih legura veća je nego kod standardnih lijevanih željeza te obično imaju i višu razinu zaostalih naprezanja zbog manje toplinske vodljivosti i veće čvrstoće na povišenoj temperaturi. Sve nabrojene čimbenike treba uzeti u obzir pri izboru adekvatne toplinske obrade.

Za nodularni lijev visokog sadržaja silicija preporuča se visokotemperaturna toplinska obrada s ciljem odžarivanja perlita (ako ga ima u matrici) i stabilizacije odljevka (kako bi se izbjegle promjene dimenzije u eksploraciji). Grafitizacijsko žarenje (potpuno) na temperaturi austenitizacije vrši se ako odljevak sadrži preveliku količinu karbida. Ako je sadržaj silicija 4 do 5 %, potrebno je zagrijavanje do najmanje 900°C u trajanju nekoliko sati, nakon čega slijedi polagano hlađenje do ispod 700°C. Odljevci sa sadržajem silicija >5 % praktički ne sadrže karbide, pa se njihovim (potkritičnim) žarenjem u temperaturnom intervalu 720 do 790°C u trajanju od 4 sata učinkovito feritizira matrica. U usporedbi s potpunim žarenjem, potkritičnim žarenjem se dobije nešto veća čvrstoća uz smanjenu rastezljivost i žilavost. *Slika 5.24* prikazuje potpuno žarenu mikrostrukturu 4 % Si-Mo nodularnog lijeva (4 ÷ 6 % Si; 0,5 ÷ 2 %).



Slika 5.24. Mikrostruktura potkritično žarenog 4 % Si-Mo nodularnog lijeva, 400x [14]

5.5.1.3 Ljevovi visokog sadržaja silicija otporni na koroziju

Ljevovi s visokim sadržajem silicija (14,5 % Si) uključuju jedinstvenu skupinu feritnih željeznih ljevova otpornih na koroziju. Ove se legure široko koriste u kemijskoj industriji za preradu i transport vrlo korozivnih medija. Naročito su dobre za primjene gdje dolaze u doticaj sa sumpornom i dušičnom kiselinom. Kod ovih ljevova obično je potrebno prije eksploracije provesti toplinsku obradu za popuštanje napetosti.

Primjena

Koriste se za izradu opreme za proizvodnju sumporne i dušične kiseline, za zbrinjavanje i pročišćavanje otpadnih voda, za preradu nafte te u proizvodnji gnojiva, tekstila i eksploziva. Specifične komponente uključuju rotore pumpi, miješalice, posude i prirubnice u kemijskim laboratorijima.

Toplinska obrada ljevova visokog sadržaja silicija otpornih na koroziju

Zbog vrlo velike krhkosti obično se izvlače iz kalupa tek nakon što se ohlade na sobnu temperaturu. Međutim, neke geometrije odljevaka zahtijevaju vruće izvlačenje tako da se tim odljevcima mogu odmah popustiti naprezanja nakon čega se hlađe u peći kako bi se spriječilo pucanje. Odljevcima se inače zaostala naprezanja popuštaju zagrijavanjem u rasponu temperatura od 870 do 900°C, nakon čega slijedi polagano hlađenje do sobne temperature kako bi se smanjila vjerojatnost nastanka pukotina. Toplinska obrada nema značajan utjecaj na otpornost na koroziju.

5.5.2 Visokolegirana bijela željeza

Visokolegirani bijeli ljevovi prvenstveno se koriste za aplikacije kod kojih je potrebna otpornost na habanje. Primjenjuju se za dijelove strojeva za drobljenje te općenito za dijelove strojeva koji rade s abrazivnim materijalima. Velik udio eutektičnih karbida u mikrostrukturi rezultira visokom tvrdoćom potrebnom za drobljenje i mljevenje drugih materijala. Metalna matrica koja podržava karbidnu fazu može biti podešena legiranjem i toplinskom obradom kako bi se osigurala ravnoteža između otpornosti na habanje i prijeko potrebne žilavosti za izdržavanje ponovljenih udarnih opterećenja.

Svi visokolegirani bijeli ljevovi su legirani kromom kako bi se spriječilo nastajanje grafita pri skrućivanju te kako bi se osigurala stabilnost karbida. Većina sadrži i nikal, bakar, molibden ili kombinaciju tih legirnih elemenata kako bi se spriječilo stvaranje perlita u mikrostrukturi. Dok niskolegirani perlitni bijeli ljev ima tvrdoću u rasponu $350 \div 550$ HB, visokolegirani bijeli ljev ima povišenu tvrdoću, tj. $450 \div 800$ HB. Neke klase bijelog ljeva sadrže legirani eutektični karbid kroma M₇C₃ (gdje je M oznaka za metalni kemijski element) koji je znatno tvrdi od željeznog karbida kod niskolegiranih ljevova. Unatoč visokoj cijeni visokolegiranog bijelog ljeva kod velikog broja aplikacija povećana otpornost na habanje značajno produžava vijek trajanja, što ovaj materijal za neke primjene čini najisplativijom izvedbom.

Visokolegirani bijeli ljevovi dijele se u tri glavne skupine:

- Ni-Cr bijeli ljev, legiran s $3 \div 5\%$ Ni i s $1 \div 4\%$ Cr, s jednom modifikacijom koja sadrži $7 \div 11\%$ Cr;
- Cr-Mo bijeli ljev koji sadrži $11 \div 23\%$ Cr i do 3% Mo, često i dodatno legiran s Ni ili Cu;
- 25 % Cr ili 28 % Cr bijeli ljev, koji može sadržavati i druge legirne elemente poput Mo i/ili Ni do 1,5 %.

Mehanička svojstva za navedene bijele ljevove koji predstavljaju svaku od triju glavnih skupina prikazana su u *tablici 5.1*. Mehanička svojstva za tri glavne skupine visokolegiranih bijelih ljevova. Svojstva za ljevove s austenitnom matricom prikazana su za stanje nakon lijevanja, dok su svojstva za ljevove s martenzitnom matricom dobivena nakon toplinske obrade. U svim željeznim ljevovima toplinska obrada kojom se postiže martenzitna matrica rezultira boljim svojstvima.

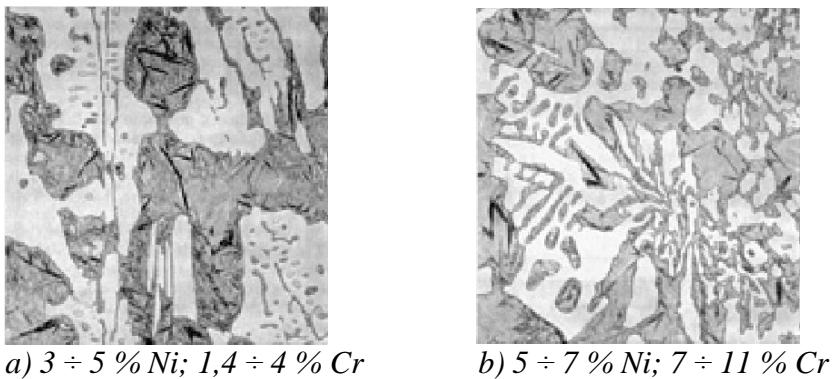
Tablica 5.1. Mehanička svojstva za tri glavne skupine visokolegiranih bijelih ljevova [14]

	Tvrdoća HB	Tlačna granica tečenja [MPa]	Udarna žilavost [J]
Cr-Mo ljev (2,9 % C – 18 % Cr – 2 % Mo – 1 % Cu)			
Martenzitna matrica (nakon toplinske obrade)	730	2620	200
Austenitna matrica (nakon lijevanja)	510	1100	190
Cr ljev (3 % C – 27 % Cr)			
Martenzitna matrica (nakon toplinske obrade)	680	1460	175
Austenitna matrica (nakon lijevanja)	600	1380	170
Ni ljev (3,2 % C – 9 % Cr – 6 % Ni)			
Martenzitna matrica (nakon toplinske obrade)	750	2450	170
Austenitna matrica (nakon lijevanja)	410	690	160

5.5.2.1 Ni - Cr visokolegirani bijeli ljevovi

Ovo je jedna od najstarijih skupina visokolegiranih ljevova. Ni - Cr bijeli ljevovi primjenjuju se od sredine prošlog stoljeća i vrlo su isplativi materijali za izradu drobilica i mlinova. Martenzitičnog su karaktera. Nikal je primarni element ove legure jer je u količinama $3 \div 5\%$ učinkovit u suzbijanju

transformacije austenitne matrice u perlit. Time se osigurava razvoj tvrde martenzitične strukture pri hlađenju u kalupu (uz obično značajan sadržaj ostatnog austenita). Sadržaj kroma kod ovih legura iznosi $1,4 \div 4\%$, čime se osigurava s jedne strane nastanak dovoljne količine karbida, a s druge strane potiskivanje grafitizacijskog učinka nikla. **Slika 5.25.** Mikrostruktura Ni - Cr visokolegiranog bijelog lijeva (povećanje 340x) prikazuje mikrostrukturu Ni - Cr visokolegiranog bijelog lijeva (povećanje 340x).



Slika 5.25. Mikrostruktura Ni - Cr visokolegiranog bijelog lijeva (povećanje 340x) [14]

Izbor i kontrola kemijskog sastava

Optimalni sastav Ni - Cr legiranog bijelog željeznog lijeva ovisi o svojstvima koja su potrebna u eksploataciji te o dimenzijama i težini odljevka. Otpornost na habanje je funkcija tvrdoće i udjela karbida u mikrostrukturi. Kada je otpornost na habanje najvažnije svojstvo, a udarna žilavost od sekundarne važnosti, primjenjuju se legure koje imaju visok sadržaj ugljika. U uvjetima ponovljenih udarnih opterećenja preporuka je korištenje legura manjeg sadržaja ugljika jer imaju manje karbida, a time i veću žilavost.

Kod Ni - Cr legura manjeg sadržaja Ni i Cr eutektička faza je sastavljena iz **neprekinute** mreže željeznih karbida Fe_3C (*slika 5.25a*). Kod Ni - Cr legure povišenog sadržaj kroma $7 \div 11\%$ i povišenog sadržaj nikla $5 \div 7\%$ formira se eutektička **isprekidana** mreža Cr_7C_3 kromovog karbida (*slika 5.25b*). Ovaj karbid utječe na značajno poboljšanje otpornosti na udarni lom. Veća količina legirnih elemenata kod ovog lijeva rezultira i povećanjem otpornosti na koroziju.

Ugljik – sadržaj ovisi o predviđenoj primjeni odljevka. Kada se traži maksimalna otpornost na habanje, sadržaj ugljika iznosi u rasponu $3,2 \div 3,6\%$. Ako je odljevak udarno opterećen, sadržaj ugljika trebao bi biti manji $2,7 \div 3,2\%$.

Nikal – sadržaj se povećava s veličinom presjeka ili vremenom hlađenja odljevka kako bi se izbjegla perlitna transformacija. Za odljevke presjeka do 50 mm sadržaj nikla $3,4 \div 4,2\%$ je dovoljan da se spriječi formiranje perlita prilikom hlađenja u kalupu. Kod težih odljevaka potreban je nešto veći sadržaj nikla (do $5,5\%$) kako bi se izbjeglo stvaranje perlita. Važno je ograničiti sadržaj nikla na razinu potrebnu za kontrolu perlita. Pretjerani dodatak povećava količinu ostatnog austenita čime se smanjuje tvrdoća.

Silicij je potreban zbog dvaju razloga. Minimalna količina silicija potrebna je zbog poboljšanja livljivosti i dobivanja tekuće troske. Isto tako je važan utjecaj silicija na tvrdoću u lijevanom stanju. Povećani sadržaj silicija od 1 do $1,5\%$ povećava količinu martenzita, a time i dobivenu tvrdoću. Kasnija dopuna taline ferosilicijem poveća žilavost. Veći sadržaj silicija može promovirati nastajanje perlita čime se povećava potreban sadržaj nikla za njegovo potiskivanje.

Krom - prvenstveno se dodaje kako bi se neutralizirao grafitizacijski učinak nikla i silicija, te iznosi $1,1 \div 4,0\%$. Sadržaj kroma mora se povećati s povećanjem debljine stijenke. Kod Cr-Ni legura sadržaj kroma je $7 \div 11\%$ i to u svrhu dobivanja eutektičkog karbida Cr_7C_3 , koji je tvrdi i manje štetan za žilavost.

Mangana obično ima do 0,8 %. Povećava prokaljivost (smanjuje tendenciju stvaranja perlita), ali je istodobno i snažan stabilizator austenita čime umanjuje tvrdoču u lijevanom stanju. Pri razmatranju sadržaja nikla potrebnoga za izbjegavanje perlite strukture treba uzeti u obzir sadržaj mangana.

Bakar povećava tvrdoču i sadržaj ostatnog austenita te njegov sadržaj mora biti kontroliran. Bakar treba tretirati kao zamjenu za nikal.

Molibden je jak promotor prokaljivosti legura, a koristi se kod teških odljevaka s ciljem povećanja tvrdoče i sprječavanja stvaranja perlita.

5.5.2.1.1 Toplinska obrada Ni – Cr visokolegiranog bijelog lijeva

Popuštanje napetosti

Na svim se ljevovima iz nikal - krom bijelog lijeva vrši toplinska obrada za popuštanje napetosti, jer nakon lijevanja (ako je pravilno izvršeno) imaju martenzitnu strukturu matrice. Žarenje se izvodi između $205 \div 260^{\circ}\text{C}$ u trajanju od najmanje 4 sata. Tim se postupkom popušta martenzit, čime se umanjuju zaostala naprezanja, te se povećava čvrstoća i udarna žilavost za $50 \div 80\%$. Nastaje i nešto dodatnog martenzita hlađenjem do sobne temperature nakon obrade (dio ostatnog austenita se transformira u kubni martenzit). Ovom se toplinskog obradom ne smanjuje tvrdoča i otpornost na habanje.

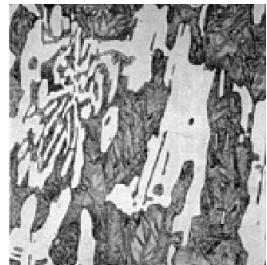
Prilikom toplinske obrade bilo kojeg bijelog lijevanog željeza treba paziti da se izbjegne pucanje zbog toplinskog šoka. Hladni odljevak ne smije se stavljati u vruću peć ili ga nakon zagrijavanja podvrgavati brzom hlađenju. Rizik od pucanja povećava se sa složenosti oblika i s debljinom presjeka odljevka.

Visokotemperaturna toplinska obrada

Ako je tvrdoča odljevka preniska, provodi se toplinska obrada koja se sastoji iz zagrijavanja na temperaturu austenitizacije između $750 \div 790^{\circ}\text{C}$ u trajanju od 8 sati, nakon čega slijedi gašenje na zraku ili u peći (ne brže od 30°C/h). Nakon ove obrade obvezno se provodi žarenje za popuštanje napetosti. Umjesto opisane obrade danas se češće prakticira duboko hlađenje odljevka čime nešto poraste tvrdoča zbog transformacije dijela ostatnog austenita u martenzit.

Postupak dubokog hlađenja

Da bi se postigla tvrdoča od 550 HB, potrebno je da se nakon lijevanja u mikrostrukturi odljevka nalazi barem 60 % martenzita. Kod sadržaja martenzita od 80 do 90 % tvrdoča iznosi oko 650 HB. Kako bi se smanjila količina ostatnog austenita, najčešće se vrši tretman dubokog hlađenja. Hlađenje na temperaturama između $-70 \div -180^{\circ}\text{C}$ u trajanju $0,5 \div 1\text{ h}$ obično rezultira porastom tvrdoče za 100 HB. Nakon ove obrade obično se vrši žarenje za popuštanje napetosti. Tipična mikrostruktura Ni - Cr bijelog lijeva nakon dubokog pothlađivanja prikazana je na *slici 5.26*.



Slika 5.26. Mikrostruktura Ni - Cr

bijelog lijeva nakon dubokog
hlađenja (povećanje 340x) [14]

5.5.2.2 Visokolegirani bijeli ljevovi s visokim sadržajem kroma

Najstariji visokolegirani bijeli ljevovi komercijalno korišteni bili su legirani visokim sadržajem kroma (28 % Cr). Ovi ljevovi imaju izvrsnu otpornost na habanje i uspješno se koriste za kaljužne pumpe, kalupe za opeku, u mlinovima za ugljen, valjaonicama, u rудarstvu... Kod nekih primjena ovi ljevovi moraju podnosi velika udarna opterećenja. Ovi ljevovi su prepoznati zbog izvrsnog kompromisa između žilavosti i otpornosti na abraziju.

Kod bijelih ljevova visokog sadržaja kroma, kao i kod većine materijala otpornih na habanje, postoji kompromis između otpornosti na trošenje i žilavosti. Podešavanjem kemijskog sastava lijeva i podesnom toplinskom obradom svojstva se mogu prilagoditi kako bi se zadovoljile potrebe za većinu primjena kod kojih se javlja abrazija.

Ova se klasa ljevova odlikuje tvrdim i relativno isprekidanim područjima eutektičnih karbida Cr₇C₃ prisutnih u mikrostrukturi, za razliku od mekših ljevova legiranih manjim sadržajem kroma u čijoj se mikrostrukturi nalaze kontinuirana područja eutektičnih karbida Cr₃C. Uz nekoliko iznimaka, ove legure se obično proizvode kao podeutektičke.

Klase bijelog lijeva visokog sadržaja kroma

Obuhvaćaju Cr-Mo bijeli lijev koji sadrži 11-23 % Cr i do 3 % Mo. Može biti isporučen u lijevanom stanju s austenitnom ili austenitno-martenzitnom matricom. Ako se isporučuje u toplinski obrađenom stanju, ima martenzitnu matricu maksimalne otpornosti na habanje i maksimalne žilavosti. Smatra se da je to najtvrdja vrsta bijelog lijeva. U odnosu na Ni - Cr bijeli lijev eutektički karbidi ove legure su tvrđi. Molibden (i nikal i bakar ako je potrebno) dodaje se kako bi se spriječilo nastajanje perlita i osigurala maksimalna tvrdoča.

Bijeli lijev visokog sadržaja kroma opće primjene sadrži 25 \div 28 % Cr ili 23 \div 28 % Cr uz dodatak do 1,5 % Mo. Molibden se dodaje kako bi se spriječilo nastajanje perlita s ciljem postizanja maksimalne tvrdoče. Iako postignute tvrdoče nisu visoke kao kod Cr - Mo bijelog lijeva, ove legure se koriste kada se traži povišena otpornost na koroziju.

Specijalne legure bijelog lijeva visokog sadržaja kroma otporne na koroziju

Legure s povišenom otpornosti na koroziju proizvode se s visokim udjelom kroma (26 \div 28 % Cr) i niskim sadržajem ugljika (1,6 \div 2,0 % C). Niski sadržaj ugljika osigurava maksimalnu količinu slobodnog kroma u matrici, a time i maksimalnu otpornost na koroziju. Dodatak 2 % Mo preporučuje se za povećanje otpornosti na koroziju u sredinama koje sadržavaju kloride. Najveću otpornost na koroziju u ovakvim sredinama daju potpuno austenitične strukture matrice, uz nešto nižu otpornost na abraziju. Odljevci se obično isporučuju u lijevanom stanju.

Specijalne legure bijelog lijeva visokog sadržaja kroma otporne na visoke temperature

Zbog dobre livljivosti i nižih troškova bijeli lijev visokog sadržaja kroma često se koristi za dijelove složene geometrije koji se primjenjuju na visokim temperaturama uz znatne uštede u odnosu na nehrđajući čelik. Ovi ljevovi su legirani s 12 \div 39 % Cr. Krom uzrokuje stvaranje prionjivog kompleksnog filma otpornog kromovog oksida koji sprječava daljnju oksidaciju sve do 1040°C. Ljevovi visokog sadržaja kroma, namijenjeni za uporabu na povišenim temperaturama, podijeljeni su na tri kategorije, ovisno o strukturi matrice:

- Martenzitni legirani s 12 \div 28 % Cr;
- Feritni legirani s 30 \div 34 % Cr;
- Austenitni koji sadrže 15 \div 30 % Cr uz 10 \div 15 % Ni koji stabilizira austenitnu fazu.

Sadržaj ugljika kod ovih legura u rasponu je od 1 do 2 %. Kemijski sastav treba biti tako podešen kako bi se spriječilo nastajanje σ faze na srednjim temperaturama. Istovremeno se izbjegava transformacija ferit \rightarrow austenit tijekom promjene temperature, što inače dovodi do pucanja i deformiranja odljevka.

Tvrdoća legure bijelog lijeva visokog sadržaja kroma

Raspone tvrdoća koje se mogu očekivati kod ljevova visokog sadržaja kroma s različitim mikrostrukturama matrice prikazuje **tablica 5.2**, a tvrdoće minerala i mikrokonstituenata kod ljevova otpornih na habanje prikazane su u **tablici 5.3**. Očito je da su za otpornost na habanje u kontaktu s različitim mineralima, koji se javljaju u rudarstvu i kod bušenja nafte, ključni martenit i karbidi.

Tablica 5.2. Rasponi tvrdoće matrice kod ljevova visokog sadržaja kroma u ovisnosti o strukturi matrice [14]

Mikrostruktura matrice	Tvrdoća, HB
Perlitna	320÷500
Austenitna	420÷500
Martenzitna (nakon lijevanja)	550÷650
Martenzitna (nakon toplinske obrade)	650÷850

Tablica 5.3. Tvrdoće minerala i mikrokonstituenata [14]

Minerali	Tvrdoća	Mikrokonstituenti	Tvrdoća
talk	20 HK*	ferit	70÷200 HV
grafit	35 HK	perlit, nelegirani	250÷320 HV
gips	40 HK ≈ 36 HV	austenit, 12 %Mn	170÷230 HV
kalcit	130 HK ≈ 140 HV	austenit, niskolegirani	250÷350 HV
fluorit	190 HV	austenit, visoki sadržaj Cr	300÷600 HV
apatit	540 HV	martenzit	500÷1010 HV
staklo	500 HV	cementit, Fe ₃ C	840÷1100 HV
magnetit	541 HV	krom karbid (Fe,Cr) ₇ C ₃	1200÷1600 HV
kremen	950 HV	molibden karbid, Mo ₂ C	1500 HV
kvarc	900÷1280 HV	volfram karbid, WC	2400 HV
topaz	1430 HV	vanadij karbid, VC	2800 HV
korund Al ₂ O ₃	1800 HV	titan karbid, TiC	3200 HV
silicijev karbid SiC	2600 HV	bor karbid, B ₄ C	3700 HV
dijamant	10000 HV		

*tvrdoća po Knoopu

Mehanička svojstva bijelog lijeva visokog sadržaja kroma

Kod ovih ljevova austenitna matrica dobiva se postupkom lijevanja odabriom odgovarajućeg kemijskog sastava taline. Martenzitna matrica dobiva se naknadnom toplinskom obradom. Općenito, kod svih ljevova iz ove skupine martenzitna matrica rezultira boljim mehaničkim svojstvima.

Otpornost na abraziju i žilavost kod ovih ljevova određena je mikrokonstituentima u matrici i sadržajem karbida. Austenitna struktura matrice pruža veću žilavost, dok martenzitna matrica rezultira većom otpornosti na abrazivno trošenje. Pažljivim odabirom parametara toplinske obrade moguće je postići optimalnu kombinaciju otpornosti na abraziju i žilavosti odljevka. Toplinska obrada uključuje hlađenje na zraku s visokim temperature i naknadno niskotemperaturno popuštanje na 200°C. Otpornost na ljuštenje može se povećati visokotemperaturnim popuštanjem.

5.5.2.2.1 Mikrostruktura visokolegiranih bijelih ljevova visokog sadržaja kroma

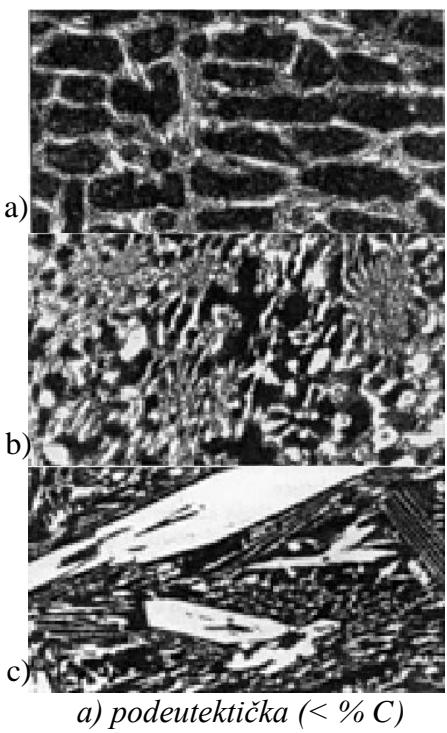
Optimalna matrica - Metalna matrica kod ljevova visokog sadržaja kroma ima obilježe alatnog čelika. Može biti obrađena s ciljem povećanja tolerancije na udarna opterećenja ili otvrdnutu radi povećanja otpornosti trošenju (obično na račun smanjene žilavosti). Struktura matrice može biti perlita, austenita, martenzita ili njihova kombinacija.

Maksimalna otpornost na trošenje postiže se potpunom martenzitnom mikrostrukturom matrice. Ljevačka austenitna mikrostruktura, iako relativno mekana, može dati zadovoljavajuće rezultate kod mnogih abrazivnih primjena zbog otvrđnjavanja površine hladnom deformacijom.

Otpornost na širenje pukotina najveća je kod odljevaka potpuno austenitne matrice. U uvjetima ponovljenih udarnih opterećenja martenzitični odljevci, koji su bili popušteni s ciljem minimalizacije sadržaja zaostalog austenita, imaju maksimalnu otpornost na ljuštenje. Perlita struktura matrice ima

osrednju otpornost na abrazivno trošenje i nisku žilavost zbog čega nije poželjna. Perlit se uvijek javlja u mikrostrukturi ako je sadržaj legirnih elemenata nedostatan. Većina kroma je vezana u karbidima pa je stoga potreban dodatak drugih legirnih elemenata kako bi se osigurala odgovarajuća prokaljivost.

Karbidi kod ljevova visokog sadržaja kroma vrlo su tvrdi i otporni na trošenja, ali su također vrlo krti. Općenito, otpornost na trošenje povećava se povećanjem udjela karbida (povećavajući sadržaj ugljika), dok se povećanje žilavosti ostvaruje povećanjem udjela metalne matrice (smanjenjem sadržaja ugljika). *Slika 5.28* prikazuje utjecaj sadržaja ugljika na oblik i raspodjelu karbida ovih legura.

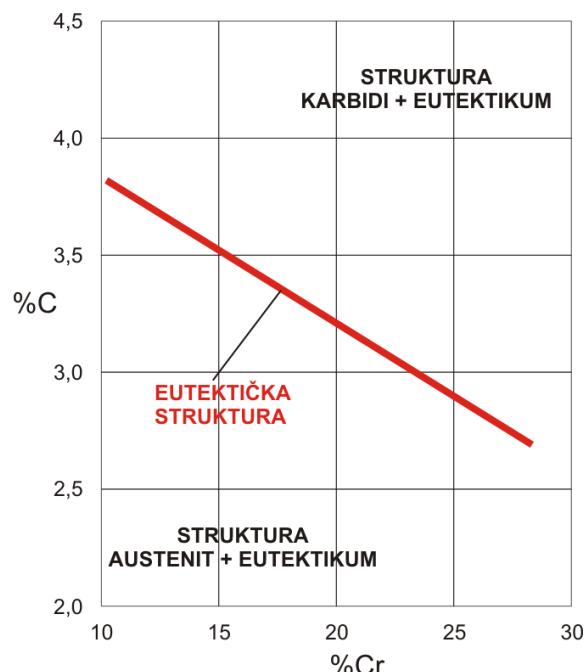


Slika 5.28. Mikrostruktura Ni - Cr bijelog ljeva nakon dubokog hlađenja (povećanje 340x) [14]

Duguljasti štapičasti karbidi heksagonalnog oblika javljaju se ako je sadržaj ugljika nadutektički. Nastaju prvenstveno kromovi karbidi koji obaraju udarnu žilavost, zbog čega ih treba izbjegavati kod odljevaka podvrgnutih bilo kakvu udarnom opterećenju. Eutektička koncentracija ugljika kod ovih legura obrnuto je proporcionalna udjelu kroma. Odnos između eutektičkog sadržaja ugljika i kroma prikazan je u dijagramu na *slici 5.27*.

Ljevačka austenitna mikrostruktura

Skrućivanje podeutektičke legure započinje formiranjem austenitnih dendrita nakon čega slijedi formiranje eutektikuma čiji su konstituenti austenit i kromovi karbidi Cr_7C_3 . Pod ravnotežnim uvjetima nastaju dodatni kromovi karbidi iz austenitne matrice pri hlađenju s eutektičke do kritične temperature (oko 760°C). Dalnjim hlađenjem do sobne temperature dolazi do transformacije austenita u ferit i karbide. Kada uvjeti hlađenja nisu ravnotežni (kao u slučaju većine komercijalnih odljevaka), austenit postaje prezasićen ugljikom i kromom, zbog čega se metastabilnim hlađenjem dobivaju austenitni ljevovi (potiskujući perlitu i bajnitnu transformaciju – linija početka pretvorbe u TTT-dijagramu jako se pomiče udesno). Dovoljnim dodatkom legirnih elemenata kao što su molibden, mangan, nikal i bakar perlitna se transformacija može potpuno izbjegći.



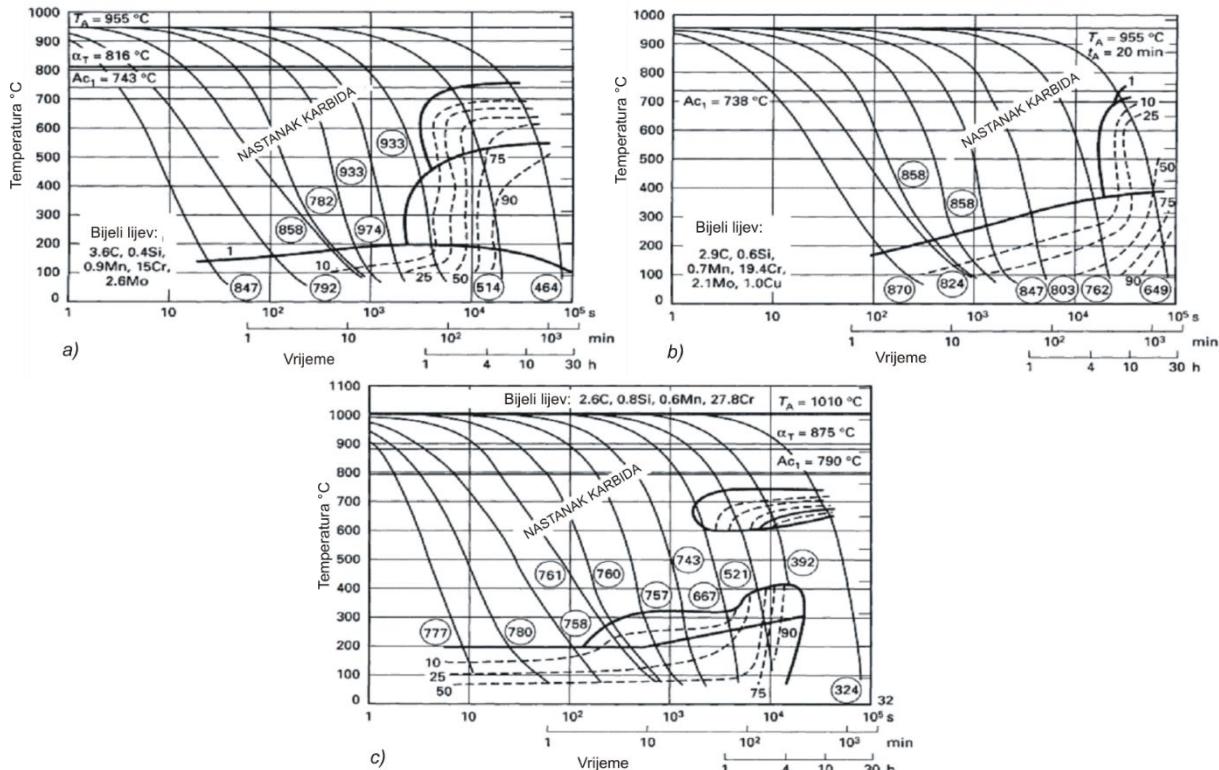
Slika 5.27. Utjecaj sadržaj kroma na eutektičku koncentraciju kod ljevova s visokim sadržajem kroma [14]

Ljevačka martenzitna mikrostruktura. Martenzitna struktura može se postići u lijevanom stanju kod teških odljevaka koji se sporo hlađe u kalupima. Zbog sporog hlađenja stabilizacija austenita je nepotpuna te dolazi do djelomične transformacije u martenzit. Kod ovih odljevaka pored martenzita u matrici se pojavljuje veća količina ostatnog austenita zbog čega je tvrdoća niža nego kod toplinski obrađenih odljevaka martenzitne strukture. Ovi odljevci moraju sadržavati dostačnu količinu legirnih elemenata potrebnih za potiskivanje perlitne pretvorbe. Razvijene su i neke legure (visokog sadržaja silicija) čiji sastav potpomaže formiranje martenzita u postupku dubokog pothlađivanja. Odljevci se podvrgavaju potkriticnom žarenju (ispod 760°C) kako bi se smanjio udio austenita čime se povećava i tvrdoća i žilavost.

Toplinski obrađena martenzitna mikrostruktura. Kako bi se postigla maksimalna tvrdoća i otpornost na trošenje, potrebno je dobiti potpunu martenzitnu strukturu matrice podesnom toplinskom obradom. Odljevci moraju sadržavati dovoljnu količinu legirnih elemenata koji potiskuju perlitnu transformaciju pri hlađenju s temperature toplinskog tretmana.

Ljevačka perlitna mikrostruktura. Za odljevke predviđene za naknadnu toplinsku obradu najčešće je poželjna perlitna mikrostruktura nakon lijevanja. Perlitna mekša mikrostruktura minimizira naprezanja zbog hlađenja i transformacije. Nadalje, perlitna mikrostruktura skraćuje trajanje naknadne toplinske obrade (zbog homogenije mikrostrukture). Odgovarajućim podešavanjem kemijskog sastava osigurava se perlitna mikrostruktura nakon lijevanja, ali isto tako i dovoljna prokaljivost čime se izbjegava nastanak perlita naknadnom toplinskom obradom.

Izbor kemijskog sastava s ciljem postizanja željene mikrostrukture. Odljevci kompleksnog oblika često se primjenjuju bez naknadne toplinske obrade u lijevanom austenitičnom/martenzitičnom stanju kako bi se izbjegla mogućnost pucanja ili deformacije za vrijeme naknadne toplinske obrade. Kako bi se izbjeglo nastajanje perlita za vrijeme hlađenja u kalupu, najčešće je potrebno dodatno legiranje. Povećanjem sadržaja ugljika više se kroma troši na formiranje dodatnih karbida, pa je stoga potreban i veći dodatak kroma. *Slika 5.29* prikazuje tri tipična anizotermička TTT-dijagrama iz kojih se može vidjeti utjecaj kemijskog sastava ljevova na prokaljivost.



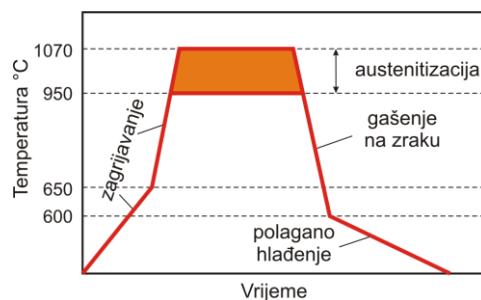
Slika 5.29. Kontinuirani TTT-dijagrami za tri bijela lijeva različita kemijskog sastava [14]

Pretjerano legiranje treba izbjegavati podjednako kao i premali dodatak legirnih elemenata. Ako je dodana znatna količina mangana, nikla ili bakra (s ciljem prevencije formiranja perlita u debljim stijenkama odljevka), u tankim stijenkama zaostat će veća količina austenita. Kao rezultat, tvrdoća nakon hlađenja odljevka na zraku bit će niža od očekivane u tanjim presjecima, a time i otpornost na trošenje i ljuštenje.

Toplinska obrada bijelog lijeva visokog sadržaja kroma

Optimalna svojstva ovih ljevova obično se postižu martenzitnom strukturom matrice koja je rezultat toplinske obrade nakon lijevanja. Količina legirnih elemenata mora biti dostaftna kako bi se nakon toplinske obrade osigurala mikrostruktura bez perlita. Toplinska obrada se provodi gašenjem na zraku s temperature austenitizacije (vidi sliku 5.30). Brže hlađenje ne treba primjenjivati jer se u odljevku mogu pojavit pukotine zbog visokih toplinskih naprezanja i naprezanja izazvanih transformacijama. Legura mora biti dovoljno prokaljiva kako bi bilo moguće kaljenje na zraku. Pretjerano legiranje manganom, niklom ili bakrom stabilizira austenit, što umanjuje otpornost na abraziju i ljuštenje.

Žilavost i otpornost na abraziju poboljšavaju se toplinskog obradom kojom se dobiva martenzitna mikrostruktura. Važno je naglasiti potrebu polaganog zagrijavanja u hladnoj peći do 650°C kako bi se izbjeglo pucanje odljevka. Ako su odljevci komplikiranih oblika, maksimalna brzina zagrijavanja



Slika 5.30. Toplinska obrada otvrđivanja bijelog lijeva visokog sadržaja kroma [14]

ne bi smjela prijeći $30^{\circ}\text{C}/\text{h}$. Odljevci jednostavnijeg oblika i perlitne mikrostrukture mogu se brže zagrijavati. Brzina zagrijavanja može se povećati iznad temperature crvenog usijanja.

Austenitizacija. Optimalna temperatura austenitizacije s ciljem postizanja maksimalne tvrdoće ovisi o kemijskom sastavu (*slika 5.31*). Temperatura austenitizacije je određena količinom ugljika rastvorenog u austenitnoj matrici. Previsoka temperatura povećava stabilnost austenita, a time i veći sadržaj ostatnog austenita čime se smanjuje postignuta tvrdoća. Preniske temperature austenitizacije rezultiraju martenzitom niskog sadržaja ugljika, a time i smanjenom tvrdoćom i otpornosti na abraziju.

Zbog osjetljivosti na temperaturu za austenitizaciju se preporuča korištenje pouzdanih peći kod kojih se odljevak može ravnomjerno zagrijati. Uspješna toplinska obrada destabilizira austenit stvaranjem finih sekundarnih M_7C_3 karbida unutar austenita matrice.

Temperatura austenitizacije bijelog lijeva koji sadrži $12 \div 20\%$ Cr u rasponu je od $950 \div 1010^{\circ}\text{C}$. Bijeli lijev s $23 \div 28\%$ Cr austenitizira se u temperaturnom rasponu od $1010 \div 1090^{\circ}\text{C}$. Masivni odljevci obično zahtijevaju više temperature raspona.

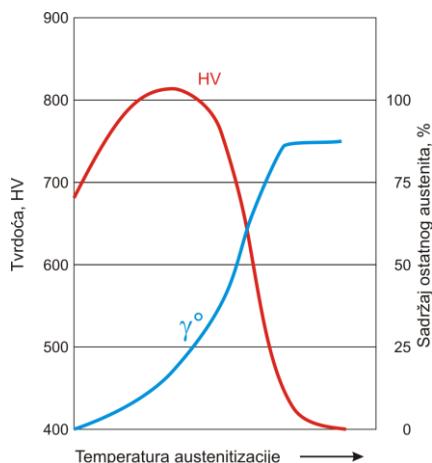
Odljevak se treba zadržavati na temperaturi austenitizacije dovoljno dugo kako bi se rastvorili kromovi karbidi. Za rastvaranje kromovih karbida potrebno je minimalno 4 sata držanja na temperaturi austenitizacije. Za masivne odljevke uzima se vrijeme držanja od 1 sat za svakih 25 mm debljine stijenke. Ako su odljevci prije toplinskog tretmana perlitne mikrostrukture, vrijeme zadržavanja na temperaturi austenitizacije može se smanjiti.

Gašenje. Preporučljivo je nešto brže hlađenje odljevaka (najčešće pomoću snažnog ventilatora) s temperature austenitizacije do ispod perlitnog temperaturnog područja (koje se nalazi između $550 \div 600^{\circ}\text{C}$). Daljnje hlađenje treba znatno usporiti kako bi se smanjila naprezanja (na mirujućem zraku ili u peći). Kompleksni i teški odljevci ponovno se vraćaju u peć na $550 \div 600^{\circ}\text{C}$, te zadržavaju na toj temperaturi do izjednačavanja temperature po presjeku, nakon čega se hlađe u peći ili na mirujućem zraku do sobne temperature.

Popuštanje. Odljevci se mogu koristiti u otvrđnutom stanju (samo ohlađeni nakon lijevanja), bez naknadnog popuštanja ili potkritične toplinske obrade. Međutim, preporučljivo je popuštanje na temperaturama $200 \div 230^{\circ}\text{C}$ u trajanju $2 \div 4$ sata zbog određenog poboljšanja žilavosti matrice i smanjenja zaostalih naprezanja. Mikrostruktura nakon otvrđnjavanja uvijek sadrži 10 do 30 % zaostalog austenita. Naknadnim popuštanjem na niskim temperaturama nešto se zaostalog austenita transformira u martenzit, ali problem ljuštenja i dalje ostaje. Ako je potrebno daljnje smanjenje količine zaostalog austenita, popuštanje se vrši na višim (potkritičnim) temperaturama.

Potkritične toplinske obrade. Potkritične toplinske obrade (popuštanje) izvode se, naročito kod toplinske obrade masivnih odljevaka martenitne matrice, kako bi se smanjila količina zaostalog austenita i povećala otpornost na ljuštenje.

Parametri popuštanja potrebnii za uklanjanje zaostalog austenita su trajanje i temperatura popuštanja. Rezultat popuštanja jako ovisi o izboru parametara koji se mijenjaju ovisno o sastavu odljevka i prethodnom toplinskom tretmanu. Uobičajena temperatura popuštanja iznosi $480 \div 540^{\circ}\text{C}$, a trajanje popuštanja $8 \div 12$ sati. Pretjerano trajanje ili previsoka temperatura rezultiraju omekšavanjem i



Slika 5.31. Utjecaj temperature austenitizacije na tvrdoću i sadržaj ostatnog austenita kod bijelog lijeva visokog sadržaja kroma [14]

drastičnim smanjenjem otpornosti na abrazivno trošenje. Nedovoljno popuštanje rezultira nepotpunom eliminacijom zaostalog austenita.

Žarenje. Poboljšanje obradivosti postupcima rezanja odljevaka ostvaruje se bilo potkriticim ili potpunim (natkritičnim) žarenjem. Potkritično žarenje vrši se u uskom temperaturnom rasponu između 690 i 705°C u trajanju 4 do 12 sati, što rezultira tvrdoćom u rasponu od 400 do 450 HB. Niže tvrdoće mogu se postići potpunim žarenjem, pri čemu se odljevak zagrijava u rasponu 955 ÷ 1010°C, nakon čega slijedi polagano hlađenje do 760°C te zadržavanje na toj temperaturi 10 ÷ 50 sati, ovisno o sastavu. Žarenje ne utječe na primarne karbide niti na mogućnost naknadnog otvrđnjavanja.

Žarenje za popuštanje naprezanja. Dominantna zaostala naprezanja u odljevcima nastaju kao rezultat promjena volumena pri transformaciji austenita u martenzit. Niskotemperaturno popuštanje na temperaturama 200 ÷ 230°C je poželjno jer značajno poboljšava lomnu žilavost (20 %). Popuštanje na temperaturama koje su dovoljne za značajno smanjenje zaostalih naprezanja (iznad 540°C), značajno smanjuje otpornost na abrazivno trošenje. Stoga je poželjno smanjenje nastajanja zaostalog naprezanja kontroliranim hlađenjem odljevka u temperaturnom intervalu transformacije austenita u martenzit (<260°C). To se postiže sporim kontroliranim hlađenjem kako bi se smanjio temperaturni gradijent i osigurala istodobna transformacija austenita u odljevku.

6 DODATAK

6.1 METALURGIJA ŽILAVOG (NODULARNOG) LIJEVA

Metalurgija nodularnog lijeva uključuje proces skrućivanja i proces toplinske (i mehaničke) obrade u krutom stanju. Cilj ove obrade je dobivanje mikrostrukture potrebne za postizanje željenih mehaničkih svojstava. Tijekom obrade od stanja taline do sobne temperature tehnolog pokušava zavarati „majku prirodu“ i/ili surađivati s njom kako bi postigao odgovarajuću mikrostrukturu u odgovarajućem trenutku. U tekstu su sažeto prikazani postupci obrade i postignute strukture i svojstva.

6.1.1 Uvod

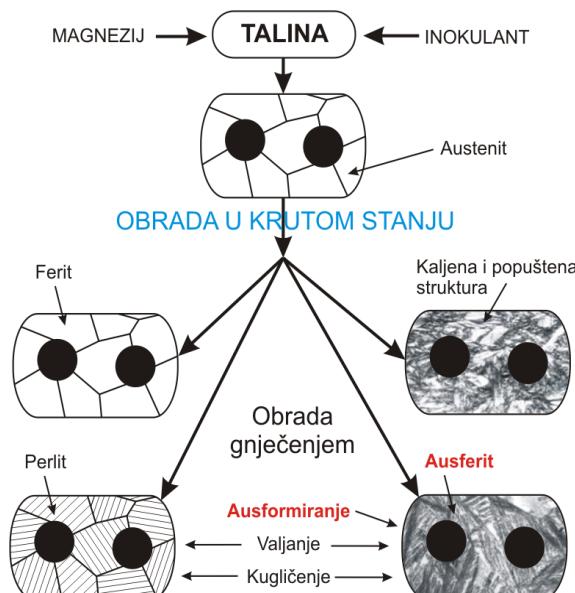
Nodularni lijev, otkriven 1948., relativno je nov materijal na popisu komercijalno korištenih ljevova željeza. Njegova važnost naglo raste s razvojem tehnologije koja omogućuje održivu proizvodnju u ljevaonicama. U razdoblju od 1982. do 2003. godine proizvodnja sivog lijeva u SAD-u smanjila se od 12 milijuna tona na 5 milijuna tona, dok je proizvodnja žilavog (nodularnog) lijeva istodobno porasla od 1,5 milijuna tona na 4 milijuna tona. Razlog takvih kretanja leži u činjenici da je oblik grafita u mikrostrukturi žilavog lijeva sferičan, a ne lisnat kao kod sivog lijeva. Zbog takva oblika grafita matrica žilavog lijeva je neprekinuta faza. Stoga pukotine nemaju prikladan put kojim se mogu širiti, a materijal poprima iznimna mehanička svojstva rastezljive matrice.

Razvoj žilavog lijeva zasniva se na principima klasične metalurgije s ciljem dobivanja mikrostrukture potrebne za postizanje željenih mehaničkih i fizikalnih svojstva. Željena mikrostruktura postiže se obradom koja uključuje:

- Pripremu dodataka talini u svrhu proizvodnje žilavog lijeva
- Kontrolu procesa skrućivanja taline s ciljem kontrole broja i veličine nastalih primarnih grafitnih „nodula“
- Dodatak legirnih elemenata u svrhu kontrole matrice
- Izvođenje posebne toplinske obrade u svrhu prilagođavanja mikrostrukture matrice.

Slika 6.1 prikazuje faze obrade s ciljem postizanja kvalitetne mikrostrukture žilavog lijeva.

U svim fazama tehnolog kontrolira proces u kojem se željena mikrostruktura razvija iz taline sve do konačnog proizvoda. U većini slučajeva tehnolog pribjegava „trikovima“.



Slika 6.1. Pregled faza obrade nodularnog lijeva [41]

Dva su važna cilja obrade:

1. ostvariti mikrostrukturu austenita i grafita (neposredno nakon skrućivanja) s velikim brojem „nodula“ i izvrsne „nodularnosti“;
2. manipulacija transformacije austenita kako bi se postigla željena mikrostruktura matrice.

Kroz dugogodišnji istraživački rad u laboratorijima i pogonima razvijeni su i odgovarajući postupci toplinske obrade.

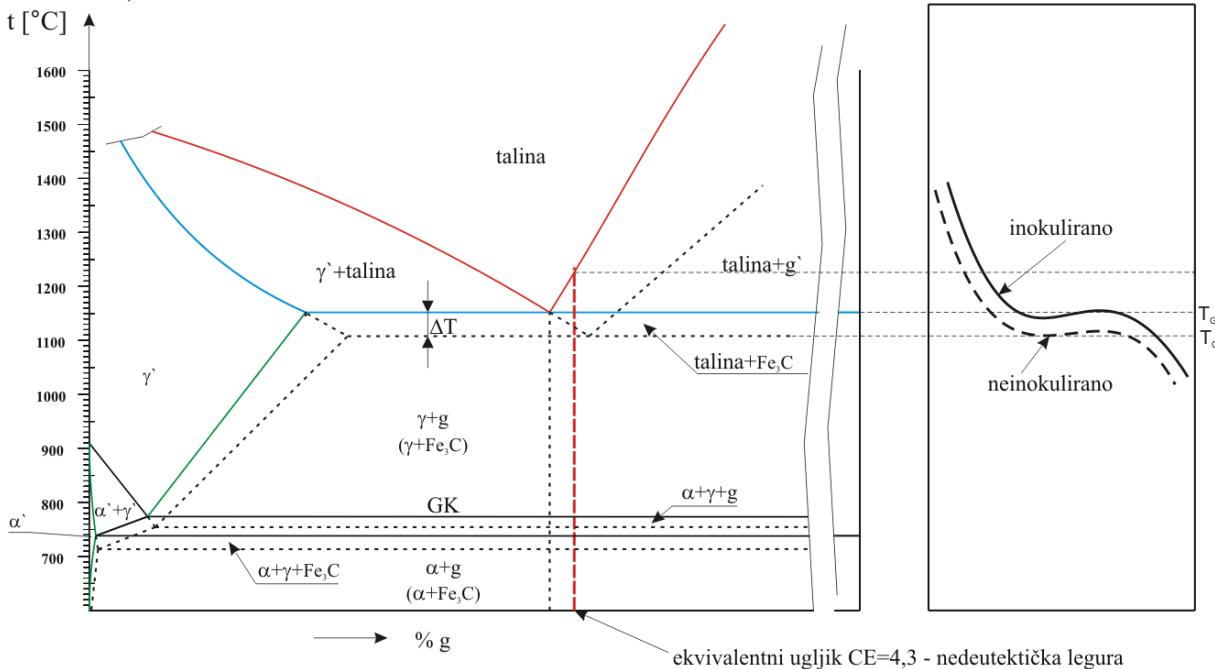
6.1.2 Fazni dijagram Fe - C - Si

Razmatranje nodularnog lijeva nužno zahtijeva primjenu pseudobinarnog Fe - C - Si dijagraama slijevanja. Shematski prikaz pseudobinarnog Fe-C faznog dijagraama za konstantni sadržaj silicija dan je na 6.. Na slici se uočavaju dva zasebna fazna dijagraama i to jedan s ravnotežnim fazama (puna linija), kod kojeg je grafit faza bogata na ugljiku u ravnoteži s feritom i austenitom, i drugi (crkana linija), koji definira metastabilnu ravnotežu između ugljikom bogatog cementita (Fe_3C) te austenitne i feritne faze.

Žilavi lijev je obično nadeutektičke koncentracije. Hlađenjem taline najprije dolazi do stvaranja primarnog grafita ispod likvidus temperature. Pod pretpostavkom ravnotežnog procesa skrućivanja, grafit nastaje sve do eutektičke temperature kada se talina skrućuje eutektičkom reakcijom kao smjesa grafta i austenita. U praksi su moguća tri različita slučaja skrućivanja. Ovisno o tijeku procesa skrućivanja nastale faze mogu biti:

1. Austenit + grafit
2. Austenit + željezni karbid Fe_3C
3. Kombinacija 1. i 2.

Druge dvije varijante nisu poželjne zbog nastanka eutektičkog željeznog karbida. Odlučujući faktor koji utječe na tijek procesa skrućivanja jest stvarna razlika u temperaturi, ΔT (slika 6.), eutektičke temperature za stabilni slučaj slijevanja T_G (γ^e + grafit e) i metastabilni slučaj slijevanja T_C (γ^e + cementite e).



Slika 6.2. Shematski prikaz stabilnog i metastabilnog Fe-C dijagraama slijevanja s krivuljama hlađenja inokulirane i neinokulirane taline [41]

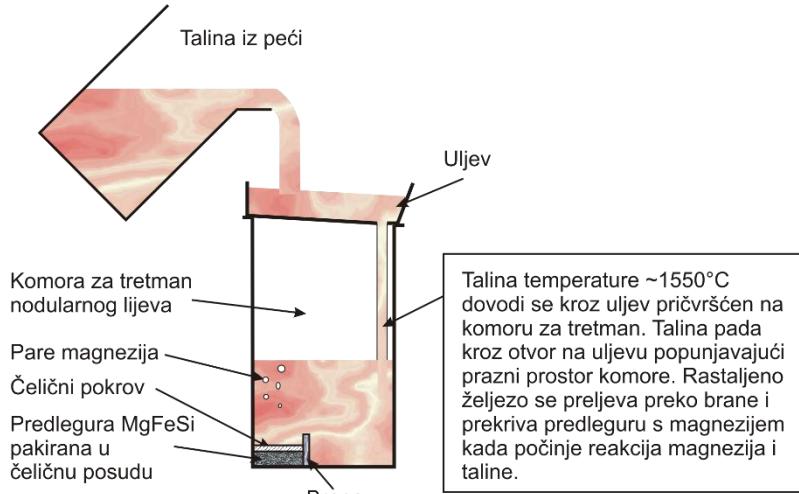
Apsolutna vrijednost ΔT takođe je ovisna o kemijском sastavu, a naročito o količini silicija. Eksperimentom je pokazano da je razlika temperatura ΔT za sustav željezo – ugljik samo 6-7°C, dok se dodatkom 2 % Si temperaturna razlika ΔT povećava na ~ 30°C. Priroda eutektičke transformacije je takva da je obično potrebno značajno pothlađenje za uspješnu nukleaciju i rast grafitnog eutektikuma, a vrlo malo pothlađenje za eutektikum željeznog karbida. Vrijednost ΔT mora biti dovoljno velika kako bi se omogućilo pothlađenje neophodno za nukleaciju i rast grafitnog eutektikuma prije nego što talina dostigne temperaturu nastanka eutektikuma željeznog karbida. Iz tog razloga je važno leguri koja se koristi za proizvodnju nodularnog lijeva dodati relativno veliku količinu silicija (2,4 ÷ 2,6 %). Dakle, tehnolog, odgovoran za proizvodnju nodularnog lijeva, želi

minimalizirati prisutnost eutektičkog karbida. To postiže dovoljno velikim sadržajem silicija koji potiče završetak skrućivanja taline nastankom eutektičkog grafita i austenita ($\gamma^e + g^e$).

6.1.3 Proizvodnja žilavog lijeva (dobivanje grafita u obliku kuglica pri skrućivanju)

Za dobivanje kuglastog grafita kod žilavog lijeva u pravilu se koristi proces kojim se talini željezne legure dodaje magnezij neposredno prije lijevanja odljevka. Prisutnost atomarnog magnezija u talini u iznosu 0,03 - 0,05 % (maseni udio) stvara uvjete u kojima se grafit formira u obliku kuglica (umjesto u obliku listića kao u slučaju sivog lijeva). Dodatak magnezija u sadržaju manjem od 0,03 % rezultira nastajanjem grafita nepovoljnijeg crvičastog (vermikularnog) ili za manje koncentracije lisnatog oblika. Ako je sadržaj magnezija znatno veći od 0,05 %, grafitne čestice imaju tendenciju „ekspanzije“. Ispravan postupak je uvođenje magnezija (čije je vrelište na nižoj temperaturi od tališta lijevanog željeza) na takav način da se u talini rastvori upravo tražena količina magnezija. To se obično ostvaruje dodavanjem magnezija u talinu u obliku predlegure (koncentracija magnezija u predleguri iznosi 5 %). Niska koncentracija magnezija prvenstveno ima ulogu da uspori reakciju do koje dolazi kada magnezij dođe u kontakt s talinom. Predlegura se najčešće prekrije materijalom koji ne sadrži magnezij (npr. čelikom) kako bi se smanjila brzina kojom rastaljeno željezo dolazi u dodir s magnezijem.

Shematski prikaz uljevnog sustava, kakvim se koriste mnoge ljevaonice, vidi se na *slici 6.33*. U takvu se sustavu kad rastopljeni metal dođe u kontakt s predlegurom, značajna količina taline već nalazi iznad predlegure. Mjehurići pare magnezija podižu se kroz talinu te se magnezij djelomično otapa u rastaljenom željezu.



Slika 6.3. Komora za obradu žilavog lijeva s prikazom položaja čeličnog pokrova i predlegure [41]

Zbog visokog tlaka pare magnezij se zadržava u talini vrlo kratko. Kako za formiranje nodula (kuglica) grafita sadržaj rastvorenog magnezija u talini mora biti 0,03 - 0,05 %, odljevci se moraju lijevati unutar vrlo kratkog vremenskog intervala nakon obrade (obično manje od 10 minuta). Vrijeme se može povećati držanjem taline u komori u kojoj je tlak iznad taline veći od atmosferskoga. Tehnolozi pribjegavaju raznim „trikovima“ kako bi rastvorili odgovarajući udio magnezija u talini s ciljem stvaranja kuglica grafita.

6.1.4 Inokulacija nodularnog lijeva

Magnezij, pored djelovanja na sferoidizaciju grafita, djeluje i karbidotvorno (potiče nastajanje željeznog karbida) pri procesu skrućivanja, dakle potiče metastabilnu pretvorbu koju svakako treba

izbjeci. Stoga tehnolozi pripremaju dodatak talini – **inokulant** koji se suprotstavlja tendenciji magnezija da omogući nastajanje eutektičkog cementita i austenita. Dodatak inokulanta talini povećava brzinu nastajanja kuglastog grafita do te mjere da je u trenutku početka formiranja eutektičkog karbida količina taline vrlo mala ili je uopće nema.

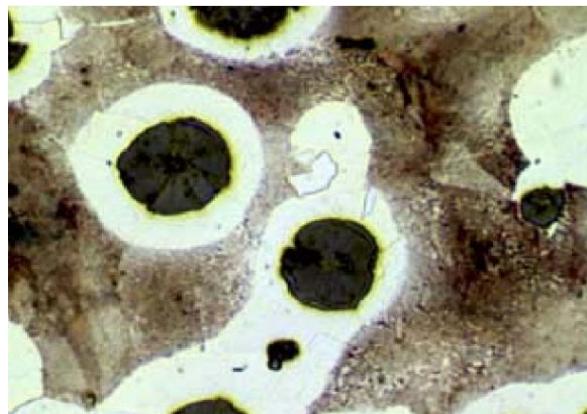
Uloga inokulanta je da onemogući nastanak prirodne tendencije razvoja cementita, a do koje dolazi zbog dodatka magnezija. Učinak inokulacije prikazan je pomoću krivulja hlađenja na *slici 6.* desno od dijagrama slijevanja. Gornja krivulja hlađenja (puna linija) predstavlja krivulju hlađenja inokuliranog lijeva koji pokazuje vrlo malo pothlađenje ispod temperature stabilne eutektičke pretvorbe T_G . U tom slučaju nastaje veliki broj klica pod djelovanjem inokulanta čime se minimalizira pothlađenje potrebno za nastanak eutektičke pretvorbe. Latentna toplina, povezana sa skrućivanjem (formiranjem eutektičkog austenita i grafita), održava temperaturu reakcije iznad temperature početka metastabilne eutektičke pretvorbe $\gamma^e + Fe_3C^e$. Druga krivulja (crtkana linija) odnosi se na slučaj u kojem praktički ne nastaje grafit, već prvenstveno nastaju metastabilne faze eutektičkog austenita i cementita. *Slike 6.4a i 6.4b* afske slike uzorka iz nodularnog lijeva debljine 50 mm tretiranoga Ni - Mg predlegurom. Jedan uzorak je inokuliran s 0,5 % ferosilicijskim inokulantom (*slika 6.4a*), a drugi bez inokulanta (*slika 6.4b*).

Željezni lijev tretiran magnezijem bez cijepljenja ima većim dijelom strukturu bijelog lijeva (metastabilnu). Isti lijev, ako je ispravno cijepljen, ima poželjnju stabilnu strukturu nodularnog lijeva. Stalno ispravno cijepljenje naročito je važno za tehnologe odgovorne za proizvodnju kvalitetnog žilavog lijeva. Ljevaonice rutinski vrše dvostruko cijepljenje prije slijevanja. Uspješna proizvodnja žilavog lijeva zahtijeva pažljivo vođenje procesa kako bi nastao dovoljan broj grafitnih jezgra neophodnih za stabilno slijevanje.

6.1.5 Segregacija legirnih elemenata

Prigodom skrućivanja dolazi do pojave segregacije legirnih elemenata (Si, Ni, Mn, Cu i Mo), tako da kemijski sastav matrice nije jednoličan. *Slika 6.5 a, b i c* - dobivena skenirajućim elektronskim mikroskopom (SEM), nodularnog lijeva legiranog silicijem, manganom i bakrom prikazuje učinak segregacije legirnih elemenata. Crna područja predstavljaju grafit. Područja bogata elementima Si (*slika 6.5a*) i Cu (*slika 6.5c*) prva se skrućuju oko grafitnih kuglica u središtu slojastih dendrita označenih s A, B i C.

S druge strane (*slika 6.5b*), mangan se razlučuje na suprotan način od silicija i bakra. Najviša mu je koncentracija u interdendritskim područjima koja posljednja skrućuju (minimalna koncentracija mangana je u središtu dendrita i oko grafitnih kuglica).



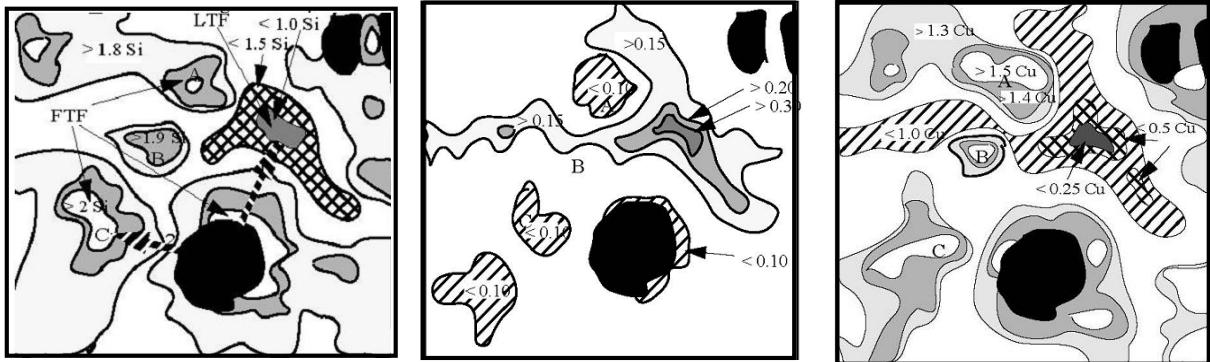
a) obrađeni i inokulirani žilavi lijev – ferit bijele boje okružuje grafitne kuglice u perlitnoj matrici [41]



b) bez inokulacije – grafit u feritno-cementitnoj matrici (bijeli lijev)

Slika 6.4. Struktura žilavog lijeva [41]

Kakav utjecaj ima segregacija na konačnu mikrostrukturu?



a) Raspodjela silicija u strukturi

b) Raspodjela mangana u strukturi

c) Raspodjela bakra u strukturi

Slika 6.5. [41] Legenda: LTF – „last to find“ dio koji zadnji nastaje; FTF – „first to find“ dio koji prvi nastaje

Visoka koncentracija Si, u blizini kuglica grafita, lokalno podiže gornju kritičnu temperaturu GK, što potiče nukleaciju i rast ferita oko grafitnih kuglica, čime se potiče nastajanje feritnog lijeva. Gornja kritična temperatura GK (*slika 6.*) temperatura je ispod koje hlađenjem nastaje feritna faza. S druge strane, niže koncentracije Si povezane su višim koncentracijama Mn i Mo u interdendritskim područjima, potiču nastajanje perlita u dijelu volumena koji se zadnji skrutnuo. Zbog opisane pojave vrlo je teško dobiti nodularni lijev sa 100 % feritnom matricom, čak i kod umjereno legiranih ljevova.

6.1.6 Pretvorba austenita – promjene u krutnini

Uspješno vođenje procesa skrućivanja (pravilnim tretmanom sferoidizacije) uz učinkovito cijepljenje rezultira stabilnom eutektičkom pretvorbom kojom se postiže pravilna mikrostruktura (kuglice grafita u austenitnoj matrici).

Prisutnost relativno velikog broja kuglica grafita u skrutnutom odljevku uz dobru nodularnost (visok stupanj sferičnosti) te izostanak eutektičkog karbida je polazna točka proizvodnje kvalitetnog nodularnog lijeva. Takva struktura osigurava maksimalnu rastezljivost nakon hlađenja odljevka. Posljedica malog broja kuglica i slabe nodularnosti u mikrostrukturi jest niska rastezljivost i žilavost odljevka, dok visoka nodularnost i velik broj grafitnih kuglica rezultiraju visokom duktilnosti i žilavosti mikrostrukture. Konačno, optimalne vrijednosti mehaničkih svojstava određene su fazama matrice i/ili mikrokonstituentima koji nastaju hlađenjem nakon lijevanja ili naknadnom toplinskom obradom. Kao i pri skrućivanju, dijagram slijevanja igra važnu ulogu u određivanju kombinacije faza koja nastaje transformacijom austenita. Do transformacije austenita dolazi promjenom temperature u procesu hlađenja odljevka ili u procesu naknadne toplinske obrade.

Konačna mikrostruktura, a time i konačna mehanička svojstva, određena su:

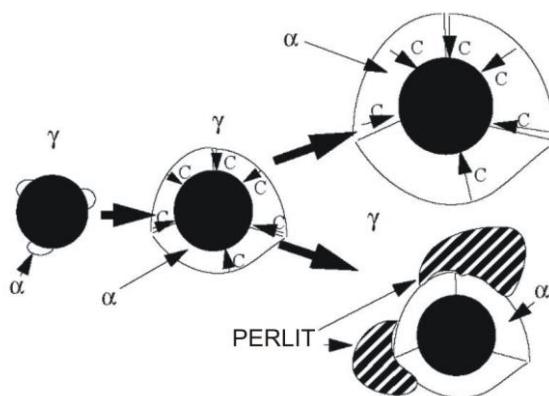
1. položajem granica faza,
2. načinom na koji legirni elementi utječu na granice faza,
3. sposobnošću difuzije ugljika u krutnini,
4. sposobnošću nukleacije i rasta faza,
5. načinom na koji su legirni elementi raspoređeni u matrici.

Sve te varijable tehnolog treba dobro razumjeti kako bi mogao dobiti željena svojstva lijeva.

6.1.7 Ljevačka mikrostruktura

Koja će biti rezultirajuća mikrostruktura za određeni toplinski tretman odljevka? Odgovor na to pitanje ovisi o više faktora uključujući brzinu hlađenja u krutom stanju, sadržaj legirnih elemenata i broj grafitnih kuglica. Razumijevanje mogućih opcija zahtjeva od tehnologa pozornost na dio dijagrama slijevanja (*slika 6.*) koji se odnosi na promjene u krutom stanju. Postoji nekoliko važnih faktora koji utječu na konačnu mikrostrukturu. Rastvorivost ugljika u austenitu smanjuje se smanjenjem temperaturne razlike između eutektičke i eutektoidne temperature.

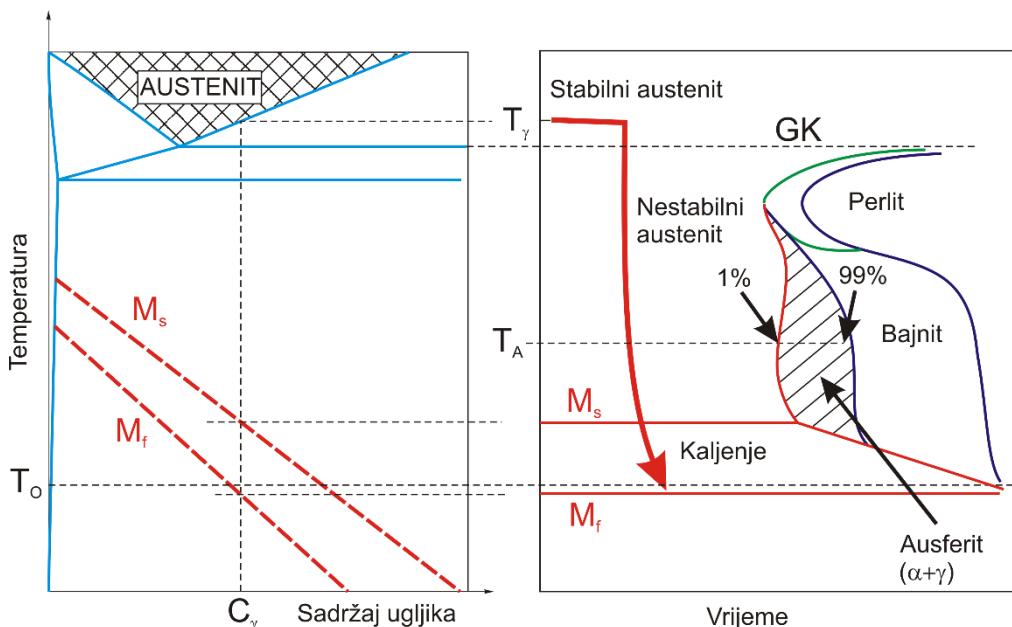
Pri određenoj temperaturi u dvofaznom području grafit + austenit ravnotežna koncentracija ugljika u austenitu ovisi o sadržaju legirnih elemenata. Kada temperatura odljevka dosegne gornju kritičnu temperaturu GK (*slika 6.*), austenit ima mogućnost modifikacije u ferit oko grafitnih kuglica. Kako je ferit faza koja sadrži vrlo malo ugljika (~0,02 %), neophodno je da nukleacija ferita započne uz grafitne kuglice kako bi odbačeni ugljik imao kamo otići. *Error! Reference source not found.* ilustrira nukleaciju i rast ferita oko graftita stvarajući uobičajene strukture nalik oku (vrlo česta pojava kod lijevanog željeza). Hoće li do opisane pojave doći, ovisi o brzini hlađenja, broju grafitnih kuglica i gornjoj kritičnoj temperaturi GK. Stvarna temperatura GK takođe ovisi o sadržaju legirnih elemenata. Najčešće se tehnolozi u ljevaonicama koriste procesnim varijablama za kontrolu relativne količine ferita i perlita u ljevačkoj strukturi. Ako je namjera proizvesti feritični nodularni lijev, bilo bi poželjno da temperatura GK bude što viša, što se postiže minimalizacijom legirnih elemenata osim silicija i smanjenjem brzine hlađenja. Nabrojeni faktori povećavaju mogućnost nukleacije i rast ferita difuzijom ugljika kroz ferit prema kuglicama grafita. Ako se nastoji dobiti perlitna matrica, postupak je suprotan: niska GK temperatura, velika brzina hlađenja i dostatna količina legirnih elemenata (osim Si). Tehnolog u ljevaonici balansira nabrojene varijable s ciljem dobivanja željene strukture.



*Slika 6.6. Ilustracija rasta ferita i perlita
„C“ je oznaka područja difuzije ugljika
[41]*

6.1.8 Dobivanje matrice različite od ferita ili perlita – toplinska obrada

Poznato je da se struktura matice lijevanog željeza može mijenjati toplinskom obradom čime se mogu dobiti strukture matice različite od ferita ili perlita. Od početka primjene nodularnog lijeva tehnolozi primjenjuju iste postupke toplinske obrade kao i kod čelika kako bi ostvarili iste pogodnosti. Poboljšavanje (kaljenje + visoko popuštanje) i induksijsko kaljenje samo su dvije od toplinskih obrada koje se obično koriste kod čelika, a također se primjenjuju i kod nodularnog lijeva. Oba postupka uključuju zagrijavanje lijeva iznad gornje kritične temperature GK kako bi došlo do ponovnog formiranja austenita kao materijala matice. Nakon austenitizacije slijedi gašenje kako bi se izbjegla pretvorba faza (austenit → ferit ili austenit → perlit). Razumijevanje ovog procesa olakšano je primjenom izotermičkog TTT-dijagrama s dijelom faznog dijagrama slijevanja (*slika 6.*). Ovi dijagrami su u biti termodinamičke i kinetičke mape koje omogućuju tehnologima razumijevanje promjena nestabilnog austenita u ovisnosti o toplinskoj obradi. Kaljenje uključuje austenitizaciju na temperaturi T_g , nakon čega slijedi gašenje u rashladnom sredstvu (obično u vodi ili ulju). Brzina hlađenja mora biti dovoljna da ne dođe do difuzije ugljika (posljedica je da nema pretvorbe austenita u perlit ili ausferit). Ausferit je faza koja prethodi formiranju bajnita. Nalazimo je kod lijevanih željeza i predstavlja temelj za proizvodnju ADI žilavog lijeva (*Austempered Ductile Iron*).

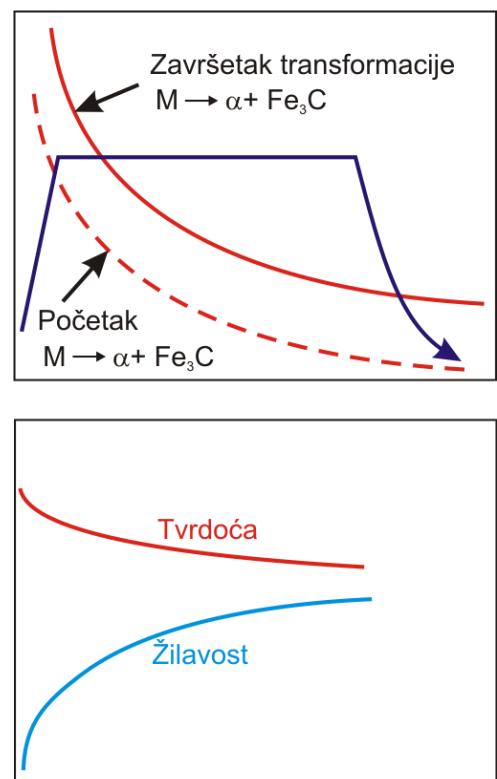


Slika 6.7. Shematski prikaz faznog i izotermičkog TTT-dijagrama lijevanog željeza [41]

Na *slici 6.* vidi se kako temperatura austenitizacije T_γ utječe na sastav austenitne matrice C_γ prije gašenja (koncentracija austenita obično je u rasponu $0,6 \div 0,8\% C$). Sadržaj ugljika u austenitu raste porastom temperature austenitizacije T_γ . Sadržaj ugljika austenitiziranog lijevanog željeza može se usporediti sa sadržajem ugljika kod visokougljičnih čelika. Cilj kaljenja je dobivanje martenzita iz austenita. Martenzit (istog sastava kao i austenit iz kojeg je nastao) jest nestabilna monofazna struktura s prostorno centriranom tetragonalnom rešetkom. Struktura je vrlo tvrda i krhka zbog čega se naknadno visoko popušta. Formiranje martenzita je pretvorba kod koje količina nastalog martenzita iz austenita ovisi samo o temperaturi, a ne i o vremenu.

Martenzit se ne pojavljuje u ravnotežnom faznom dijagramu zato što nije stabilna faza. Međutim njegova važnost kao produkta kaljenja i popuštanja opravdava ucrtavanje M_s i M_f temperature u fazni dijagram. Tako je u faznom dijagramu na *slici 6.* ucrta M_s temperatura početka martenzitne pretvorbe i M_f temperatura završetka martenzitne pretvorbe u funkciji sadržaja ugljika. Gašenjem lijeva do sobne temperature T_0 nije dostignuta M_f temperatura zbog čega jedan dio austenita ostaje nepretvoren (ostatni austenit). Izborom temperature austenitizacije T_γ praktički se bira i koncentracija ugljika u austenitu C_γ , a tako i temperature početka M_s i završetka M_f martenzitne pretvorbe. Iz izotermičkog dijagrama na *slici 6.* vidi se da je gašenjem izbjegnuta pretvorba austenita u perlit ili ausferit, te uglavnom dolazi do martenzitne pretvorbe. Prisutnost Si i drugih legirnih elemenata povećava prokaljivost lijeva (pomiče „nos“ izotermičkog dijagrama udesno, prema većim vremenima), tako da je postupak gašenja s ciljem formiranja martenzita relativno jednostavan postupak.

Postupak popuštanja uključuje zagrijavanje prethodno kaljenog odljevka, obično u rasponu od 300 do $600^\circ C$, te zadržavanje na temperaturi popuštanja oko jedan sat. Za trajanja procesa ugljik izlazi iz tetragonalne BCT (Body



Slika 6.8. Shematski prikaz visokotemperaturnog popuštanja [41]

Centered Tetragonal) martenzitne rešetke te dolazi do pretvorbe BCT → BCC (*Body Centered Cubic*), tj. u ferit. Višak ugljika s atomima željeza stvara željezne karbide. Ovaj proces je ilustriran u shematskom dijagramu popuštanja na *slici 6.8*. Učinak popuštanja na mehanička svojstva također je shematski prikazan na *slici 6.8*. Uočava se naglo smanjenje tvrdoće, ali i osjetno povećanje žilavosti. Pojavom ferita i željeznog karbida u matrici tvrdoća se smanjuje do mjere određene izborom temperature popuštanja. Žilavost se povećava od praktički 0 do prihvatljive razine. Mikrostruktura nodularnog lijeva u poboljšanom stanju prikazana je na *slici 6.8*. Vlačna čvrstoća poboljšanog odljevka može biti znatno veća nego kod netretiranog odljevka, ali uz cijenu nešto niže rastezljivosti. Indukcijsko kaljenje je specijalizirana varijanta procesa gašenja i popuštanja koja se često koristi za selektivno otvrđnjavanje površine nodularnog lijeva kako bi se povećala otpornost na trošenje uz zadovoljavajući vijek trajanja pri dinamičkom opterećenju (dinamička izdržljivost). Uobičajen primjer je otvrđnjavanje ležišta koljenastog vratila iz nodularnog lijeva induksijskim kaljenjem.

Ključ postupka je u gašenju i popuštanju. Gašenjem se postiže martenzitna struktura, a naknadnim popuštanjem martenzitna matrica poprima strukturu ferita i željeznih karbida. Međutim, pri ovom postupku treba obratiti pažnju kako ne bi umjesto željeznog karbida nastao sekundarni grafit (*slici 6.10*). Takva struktura nodularnog lijeva ima osjetno nižu čvrstoću i žilavost.

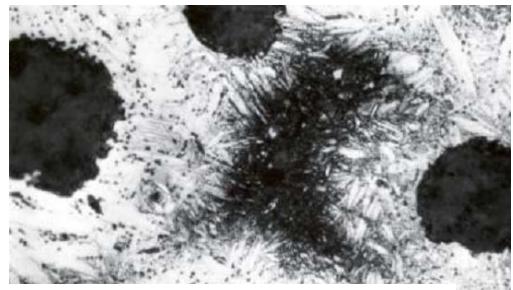
Prisutnost visokog sadržaja Si, koji omogućuje relativno laku nukleaciju i rast grafita iz taline, također olakšava i nukleaciju i rast sekundarnog grafita u krutom stanju.

Slica 6.10 je posebno dobar primjer kako segregacija legirnih elemenata uvelike utječe na konačnu mikrostrukturu:

1. prilično velik sekundarni grafit (crne točkice u blizini nodula primarnog grafita) rezultat je lokalno visoke gornje kritične temperature zbog lokalno visokog sadržaja silicija Si u zonama koje su se prve skrutiše oko nodula grafita;
2. na *slici 6.10* prikazana tamna interdendritska područja u središtu imaju nizak sadržaj Si i visok sadržaj legirnih elemenata Mn i Mo, koji potiču nastajanje željeznog karbida i sprječavaju formiranje ferita i sekundarnog grafita.



Slika 6.9. Poboljšana struktura nodularnog lijeva [41]



Slika 6.10. Poboljšana struktura nodularnog lijeva sa sekundarnim grafitom u središtu slike [41]

6.2 AUSTEMPERING TOPLINSKA OBRADA ŽILAVOG LIJEVA (ADI – AUSTEMPERED DUCTILE IRON)

6.2.1 Uvod

Metalurgija izotermički poboljšanoga nodularnog lijeva (austempering) jedinstven je primjer kako pažljivo vođenje procesa, uz poznavanje osnova metalurške kinetike i termodinamike, može biti upotrijebljeno za postizanje mikrostrukture i svojstava važne nove vrste inženjerskih materijala. Ključno je razumijevanje kako austenitna faza u matrici može biti stabilizirana odgovarajućim povećanjem koncentracije ugljika uz postizanje vrlo fine ravnomjerno raspoređene strukture ferita ili ferita i cementita. U dalnjem tekstu bit će opisan postupak dobivanja raspona struktura koje čine vrstu materijala nazvanu austemperirani nodularni lijev (ADI – *Austempered Ductile Iron*).

ADI je klasa lijevanog željeza kod koje je toplinska obrada primjenjena kako bi se postigla metastabilna austenitna matrica (kruti rastvor s plošno centriranom kubnom rešetkom) na sobnoj temperaturi. To je moguće jer je austenit zasićen s $1,8 \div 2\%$ ugljika.

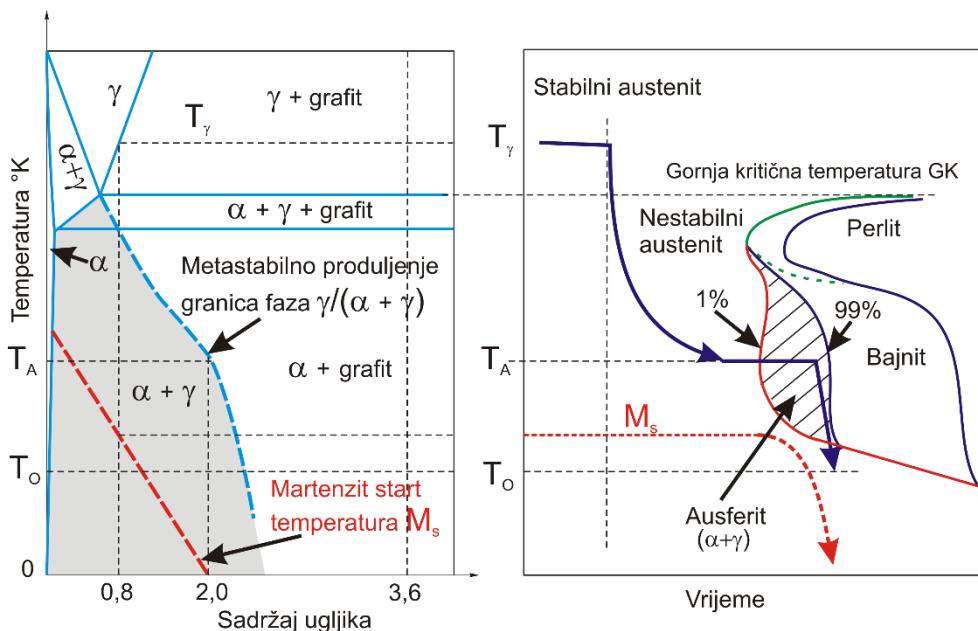
6.2.2 Metastabilni dijagram slijevanja i stabilizirani austenit

Koncept ADI nodularnog lijeva s austenitnom matricom visokog sadržaja ugljika može se shvatiti promatrajući dio metastabilnog Fe-C dijagrama slijevanja za 2,4 % Si i izotermičkog TTT-dijagrama shematski prikazanih na *slici Slika 6.4*. Na slici se vidi nisko temperturni dio metastabilnog Fe – C dijagrama za 2,4 % Si. Na slici je odabrana legura s 2,4 % Si i 3,6 % C što odgovara kemijskom sastavu tipičnog kovkastog lijeva. Najvažnije značajke tih dijagrama, potrebne za razumijevanje metalurgije ADI nodularnog lijeva, uključuju:

1. temperaturu početka martenzitne transformacije M_s (temperatura početka pretvorbe austenita u krhku prostorno centriranu tetragonalnu fazu martenzita);
2. produžetak granice faza $(\alpha + \gamma) / \gamma$ koja određuje dvofazno područje $\alpha + \gamma$ u kojem je sadržaj ugljika u austenitu prilično visok na nižim temperaturama;
3. izotermički TTT-dijagram koji ilustrira mogućnost nastajanja ausferita, perlita i bajnita iz austenita.

(I) M_s temperatura (slika 6.4) – Porastom sadržaja ugljika u austenitu temperatura početka pretvorbe u martenzit se snižava. Na slici se vidi da se austenit s 0,8 % C počinje pretvarati u martenzit na temperaturi iznad sobne T_o , dok je legura s austenitnom matricom koncentracije 2 % C stabilna sve do 0°K .

(II) Metastabilno produljenje granice faza $(\alpha + \gamma)/\gamma$ i metastabilno $\alpha + \gamma$ područje - Termodinamičko razmatranje dopušta produljenje granica jednofaznog područja u dvofazno područje. U tom slučaju metastabilno produljenje granice faza $(\alpha + \gamma) / \gamma$ koristi se za opisivanje mogućnosti pretvorbe austenita na praktičan način. Ako se pretpostavi (*slika 6.4*) da je austenitna matrica s 0,8 % C austenitizirana na T_γ , te brzo ohlađena na T_A (temperatura u metastabilnom dvofaznom području $\alpha + \gamma$), tako da praktički nema vremena za difuzijom kontroliranu pretvorbu austenita u perlit (faza lamelarne strukture eutektoidnog ferita i željeznog karbida). Temperatura T_A je iznad M_s temperature, tako da u strukturi nema martenzita. Pretvorba austenitne matrice dalje se nastavlja prema izotermičkom dijagramu.



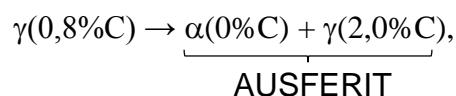
Slika 6.41. Metastabilni i izotermički TTT-dijagram. U dijagramu je prikazana M_s temperatura, ovisnost M_s temperature o vremenu „austempering“ obrade (crvena linija u izotermičkom TTT-dijagramu) i metastabilno $\alpha + \gamma$ područje (u metastabilnom faznom dijagramu). [26]

(III) Izotermički TTT-dijagram – Izotermički TTT-dijagram u stvari je kinetička mapa pomoću koje se može pratiti izotermička pretvorba austenita nakon gašenja iz dvofaznog područja austenita i grafta. U idealiziranom slučaju gašenje od temperature T_γ do T_A je trenutačno. Očito takvo hlađenje u praksi nije moguće, a stvarna brzina hlađenja ovisit će o intenzitetu rashladnog sredstva i veličini odljevka. Krivulja hlađenja na *slici 6.4* prikazuje smanjenje brzine hlađenja kako se temperatura približava temperaturi „austempering“ obrade. Pretvorba austenita u ausferit počinje tek nakon što je dostignuta temperatura austempering obrade.

6.2.3 Gdje je ugljik za vrijeme toplinske obrade za postizanje ADI strukture?

U nastavku se razmatra tipična toplinska obrada koja se koristi kod proizvodnje ADI s 2,4 % Si i 3,6 % C. Toplinska obrada prikazana je na desnoj strani *slike 6.4* i opisana je u nastavku.

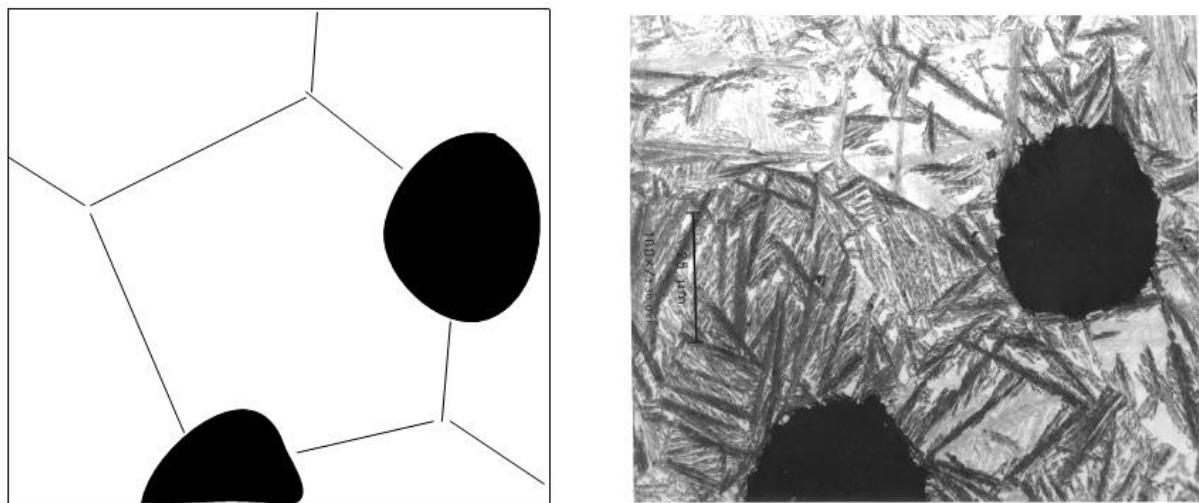
1. Odljevak se zagrijava u dvofazno austenit + grafit područje i drži na T_γ do potpune austenitizacije. U tom trenutku struktura matrice odljevka je austenit koncentracije 0,8 % C i nodularni grafit.
2. Naglo hlađenje i zadržavanje na austempering temperaturi, čime se omogućuje pretvorba:



Tijekom pretvorbe nukleacija ferita započinje na nodularnom grafitu ili granicama austenitnog zrna. Kako BCC rešetka ferita može rastvoriti samo neznatnu količinu ugljika (praktična rastvorivost je 0), odbačeni ugljik rastvara se u austenitu koji, na ovoj temperaturi, može otopiti vrlo veliku količinu (~ 2 % C).

Za pretvorbu je obično potrebno 1-2 sata. Nastala struktura vidi se na *slici 6.4*. Kad bismo čelični uzorak tretirali na isti način (austempering), austenit bi se transformirao u bajnit koji je u stvari vrlo fina smjesa dviju faza: ferita i željeznog karbida (Fe_3C). Međutim, kod lijevanog željeza prisutnost silicija koncentracije 2÷3 % na početku sprječava stvaranje karbida. U izotermičkom TTT-dijagramu, na *slici 6.41*, prikazane su granice 1 i 99 % ausferitne reakcije.

3. Kako austenit preuzima ugljik za vrijeme formiranja ausferita, M_s temperatura se snižava (*slika 6.11*). Konačno, kada ausferitna transformacija završi, austenit u matrici obogaćen je ugljikom (2 % C za odabranu temperaturu T_A u ovom slučaju), a odljevak se dalje hlađi na sobnu temperaturu. Ako se po završetku ausferitne pretvorbe odljevak zadrži na temperaturi T_A , austenit će se pretvoriti u bajnit (fina dvofazna struktura koja sadrži ferit i željezni karbid). Međutim, prije bajnitne pretvorbe odljevak se hlađi na sobnu temperaturu, što je važan korak koji osigurava zadržavanje mikrostrukture stvorene na T_A .



Slika 6.52. Tipična ADI mikrostruktura (dobivena austempering obradom) na slici desno. Na lijevoj strani je shematski prikazana austenitizirana mikrostruktura (austenit + kuglice grafita) na temperaturi T_γ prije austempering obrade. [26]

Austempering toplinska obrada u ovom je slučaju „stabilizirala“ austenit. Zahvaljujući visokom sadržaju ugljika u austenitu (zbog izostanka ugljika u feritu), M_s se spušta blizu apsolutne nule, tj. 0°K. To omogućuje da matrica lijevanog željeza (žilavi i sivi lijev) bude austenitična na sobnoj temperaturi. Kod komercijalnih čelika ovo je moguće samo dodavanjem velike količine nikla ili mangana.

U svrhu promatranja kretanja ugljika tijekom procesa opisane toplinske obrade korisno je izvršiti rekapitulaciju procesa s pomoću izotermičkog TTT-dijagrama na *slici 6.11*:

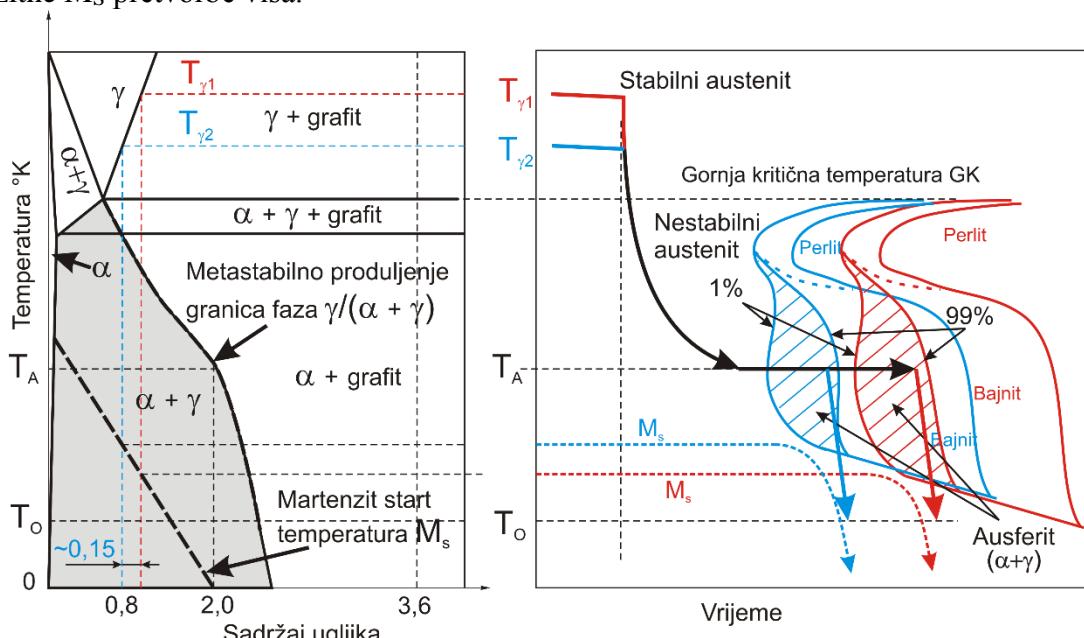
1. držanjem odljevka na temperaturi T_γ dio ugljika iz grafitnih nodula difuzijom prelazi u matricu i rastvara se u austenitu do koncentracije 0,8 % C prema faznom dijagramu;
2. brzo hlađenje i zadržavanje na temperaturi T_A gdje dolazi do nukleacije ferita koji praktički ne sadrži ugljik. Višak ugljika obogaćuje preostali austenit u matrici do granice od 2 % C, određene metastabilnim faznim dijagramom;
3. hlađenje do sobne temperature prije početka formiranja bajnita (što je slučaj kod čelika) omogućuje zadržavanje stabiliziranog austenita na sobnoj temperaturi. Struktura s kontinuiranom ausferitnom matricom pokazuje znatna poboljšanja mehaničkih svojstava u odnosu na konvencionalne strukture nodularnog lijeva. Velik broj studija pokazao je da su strukture koje sadrže ausferit superiorne normalnim klasama odljevaka iz nodularnog lijeva.

6.2.4 Brzina i stupanj ausferitne pretvorbe

Mikrostruktura shematski prikazana na desnoj strani *slike 6.12* je „klasična“ dvofazna feritno-austenitna ADI mikrostruktura, dobivena na višim temperaturama austempering (austenitno-feritne) obrade. Ovakva struktura rezultira najžilavijim i najrastezljivijim klasama ADI odljevaka. Međutim poznato je da postoji cijeli niz ADI mikrostrukturna koje se mogu dobiti u ovisnosti o odabranim temperaturama T_γ i T_A . Obje se varijable mogu koristiti za kontrolu dobivenih mikrostrukturna:

1. snižavanje temperature T_γ smanjuje sadržaj ugljika u austenitu (u matrici odljevka) što rezultira bržom pretvorbom i finijim ausferitom;
2. snižavanjem austempering temperature T_A smanjuje se intenzitet (brzina) difuzije ugljika što također rezultira finjom mikrostrukturom ausferita.

Dakle prisutnost ugljika, gdje se nalazi i kamo odlazi, određuje raspon raspoloživih mikrostruktura. **Smanjenje temperature T_γ** - vidi se da se snižavanjem temperature T_γ sadržaj ugljika u matrici smanjuje (*slika 6.4*). Snižavanje temperature s $T_{\gamma 1}$ na $T_{\gamma 2}$ smanjuje sadržaj ugljika u matrici za cca 0,15 %, što rezultira približno dvostrukim porastom brzine pretvorbe nastajanja ausferita (*slika 6.6*). Porast brzine pretvorbe (snižavanjem temperature T_γ) u izotermičkom TTT-dijagramu (*slika 6.6*) kao pomicanje linija početka pretvorbe prema kraćim vremenima (ulijevo). Treba imati na umu da je i sadržaj ugljika u austenitnoj matrici manji pri $T_{\gamma 2}$ u odnosu na $T_{\gamma 1}$, pa je i temperatura početka martenzitne M_s pretvorbe viša.



Slika 6.6. Metastabilni i izotermički TTT-dijagram u kojem je prikazan učinak snižavanja temperature austenitizacije [26]

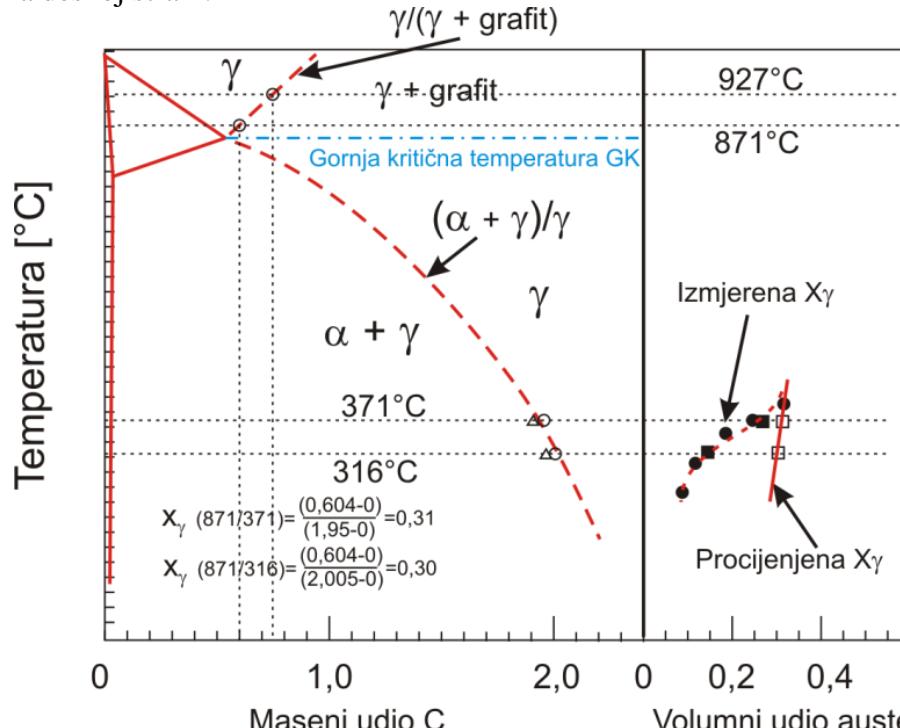
Povećanje brzine pretvorbe pripisuje se povećanoj termodinamičkoj pokretačkoj sili za generiranje više feritnih jezgra zbog čega je nastala mikrostruktura sitnija. Nadalje, zbog segregacije legirnih elemenata i ugljika u strukturi matrice nodularnog ljeva korisno je odabratiti temperaturu T_γ što je moguće bliže gornjoj kritičnoj temperaturi GK kako bi se optimizirala ausferitna transformacija. To je posebno važno kod visokolegiranih nodularnih ljevova koji se koriste za teške odljevke.

Smanjenje temperature T_A – Na *slici 6.13* također je vidljivo kako se smanjenjem temperature T_A sadržaj ugljika u austenitnoj matrici povećava. To zapažanje potvrđuju brojni pokusi i mjerena sadržaja ugljika kod velikog broja ljevova (nodularnih i sivih). Za poznati početni sadržaj ugljika u matrici može se primijeniti pravilo poluge za predviđanje količinskog udjela austenita u ausferitu. Vidljivo je da se udio austenita smanjuje snižavanjem austempering temperature T_A . U praksi se ovo smanjenje količine austenita pokazalo daleko većim nego što je to predviđeno pravilom poluge (rezultati ispitivanja prikazani su na *slici 6.7*).

Na lijevoj strani *slike 6.7* prikazan je dio dijagrama s metastabilnim $\alpha + \gamma$ područjem, a na desnoj strani volumni udio austenita u ausferitu za temperaturu austenitizacije 871°C i različite temperature austempering obrade. Za konstrukciju stabilne granice $\gamma/\gamma + \text{grafit}$ korišteni su prosječni podatci

dobiveni ispitivanjem 11 legura nodularnog lijeva, a za konstrukciju metastabilne granice $(\alpha + \gamma)/\gamma X$ podatci 11 legura austenitiziranih na 871 i 927 °C i izotermički hlađenih na 371 i 316 °C. Podatci prikazani trokutićima (*slika 6.7*) predstavljaju sadržaj ugljika u austenitu ausferita. Dobiveni su ispitivanjem uzorka iz sivog lijeva. Položaj gornje kritične temperature GK samo je shematski prikazan.

Procjena masenog udjela austenita u metastabilnom $\alpha + \gamma$ području matrice, koncentracije 0,604 % C (što odgovara temperaturi austenitizacije $T_\gamma = 871^\circ\text{C}$) i ferita 0 % C, izvršena je primjenom pravila poluge. Proračun je prikazan u donjem lijevom uglu dijagrama (*slika 6.7*), a dobiveni rezultati označeni su na desnoj strani.



Slika 6.74. Izmjerene koncentracije ugljika i volumni udjeli austenita u ausferitu (zajedno s izračunanim volumnim udjelom uz pretpostavku dvostrukog $\alpha + \gamma$ ausferita) [26]

Sličan proračun može se primijeniti i za temperaturu austenitizacije 927°C, koja je dala izvorni sadržaj ugljika u matrici od 0,764 % C. Stvarno izmjerene vrijednosti volumnih udjela austenita (u osnovi iste kao i maseni udjeli) X_γ u leguri austenitiziranoj na 871°C nacrtane su na desnoj strani dijagrama (*slika 6.7*). Podatci obuhvaćaju srednju vrijednost 11 ispitivanih legura na 316°C i 371°C te podatke jedne legure kojoj je izmjerena koncentracija ugljika u ausferitnom austenitu u temperaturnom području 250 – 400 °C.

Može se vidjeti da su, samo za temperature austemperinga iznad 371 °C, stvarno izmjerene vrijednosti vrlo blizu procijenjenih (pravilom poluge), dakle na temperaturama na kojima je ausferit sastavljen od samo dvije faze: austenita i ferita. Kako se T_A snižava ispod 371°C, izmjerena vrijednost X_γ naglo se smanjuje zbog pojave određene količine željeznog karbida. Nastanak željeznog karbida u ausferitu ne znači da je došlo do bajnitne pretvorbe jer se visokougljični austenit zadržava u matrici. Austenita jednostavno ima manje što je temperatura T_A niža. Pri nižim temperaturama T_A pojavljuje se trofazni ausferit (ferit + austenit + željezni karbid), a ne dvostrukni bajnit (ferit + željezni karbid). Pri višim temperaturama T_A pojavljuje se dvostrukni ausferit (ferit + austenit).

Na slikama mikrostrukture (dobivene TEM mikroskopom) vidi se da se karbidi formiraju unutar feritnih kristala. Ova iznimno fina mikrostruktura i ausferit s većom koncentracijom karbida (nastao na nižoj T_A) ima vrlo velik utjecaj na mehanička svojstva ADI.

Može se zaključiti da promjene T_A rezultiraju velikim promjenama mikrostrukture ADI-ja zbog položaja ugljika u strukturi. Ugljik se u početku prvenstveno rastvara i stabilizira austenitnu matricu.

Kako se T_A snižava, dio ugljika zajedno sa željezom stvara željezne karbide unutar feritnih zrna čime se smanjuje količina austenita. Konačno, može se zaključiti da postoje dva ograničujuća faktora tijekom austemperinga: prvi je previsoka T_A , a drugi preniska T_A .

6.2.5 Mehanička svojstva ADI-ja

Mehanička svojstva ADI-ja s visokim sadržajem ugljika u austenitnoj matrici pokazala su se superiorna prema standardnim vrstama nodularnog lijeva koje imaju feritnu matricu.

Razlog takvih izvanrednih svojstava leži:

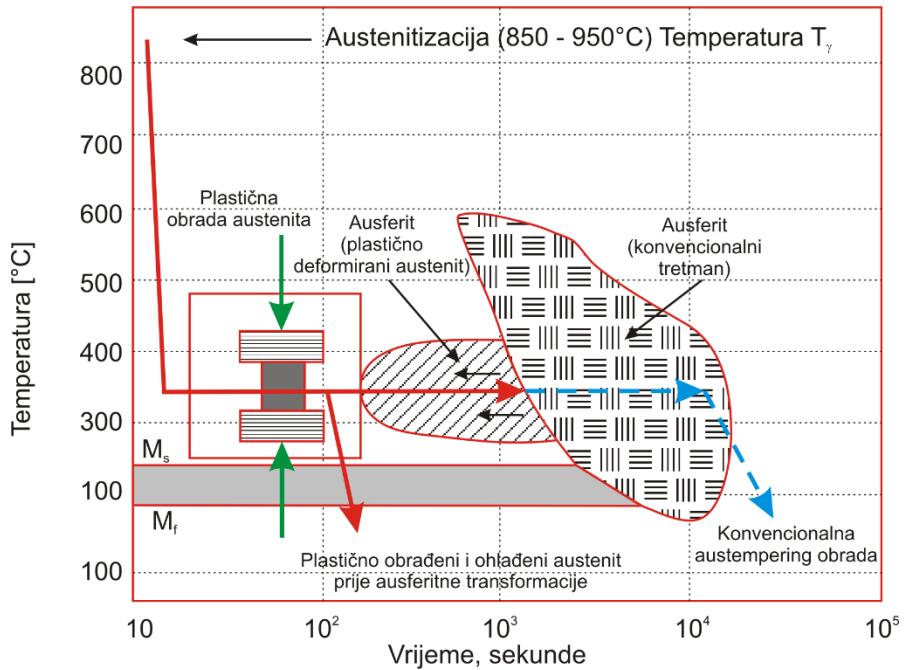
- u prisutnosti plošno centrirane kubne rešetke austenita (stabilan na sobnoj temperaturi zbog visokog sadržaja ugljika) koja čini matricu lijeva i
- u raspodjeli ferita i željeznog karbida u toj matrici (na koju se jako može utjecati toplinskom obradom).

Plošno centrirani raspored atoma daje znatno veću duktilnost od ostalih kristalnih oblika. Npr. bakar, aluminij i plemeniti metali (svi FCC) vrlo su rastezljivi i obradivi postupcima deformiranja kao i čisti metali. Nadalje, poznato je da austenitni nehrđajući čelici imaju veću duktilnost od feritnih nehrđajućih čelika, tako da se mogu obrađivati postupcima dubokog vučenja itd.

Potrebno je istražiti postupke toplinske obrade (koji se mogu relativno lako provesti) za postizanje vlačne čvrstoće, granice popuštanja i rastezljivosti različitih klasa ADI-ja. Na jednoj strani spektra je izvanredna struktura koja se sastoji od austenitno-feritne (ausferit) matrice s grafitnim kuglicama, a na drugoj nodularni lijev visoke čvrstoće klase 5 po ASTM-u čija se struktura sastoji od austenitne matrice s uključenim feritom i željeznim karbidom. Između tih dviju krajnosti nalaze se sve ostale vrste ADI-ja.

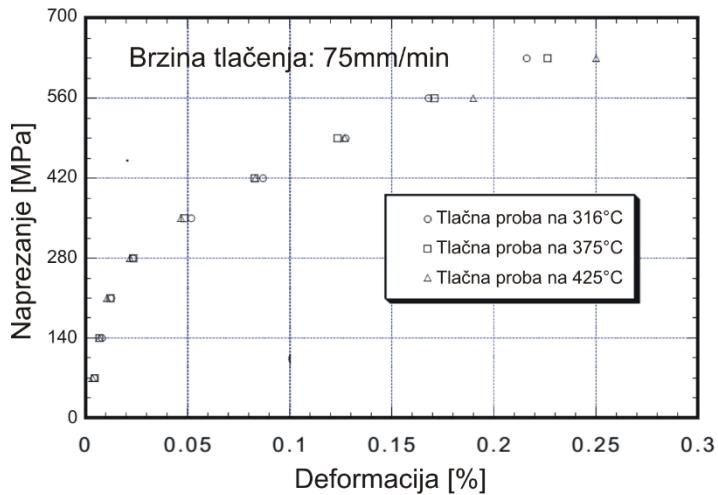
Svojstva izvornog materijala (s temperature austenitizacije), kuglice grafita u austenitnoj matrici s 0,8 % C, ne mogu se dobiti brzim hlađenjem do sobne temperature jer se veći dio austenita pretvara u martenzit. Kako bismo odredili svojstva izvornog materijala (granicu tečenja i rastezljivost), potrebno je vlačnu probu napraviti na austempering temperaturi prije nego što dođe do ausferitne transformacije. Nažalost, to ne ostavlja puno vremena za obavljanje vlačne probe na uzorku relativno složene geometrije. Situacija je bolja kada se koristi uzorak za tlačnu probu i to prvenstveno zbog jednostavnog cilindričnog oblika.

Više tlačnih proba izvedeno je na cilindričnim uzorcima iz nodularnog lijeva (promjera 12 mm i visine 12 - 18 mm) koji su austenitizirani i gašeni u solnoj kupki na austempering temperaturi T_A te potom preneseni u uređaj za tlačnu probu. Proces traje približno 20 sekunda nakon čega se odmah vrši tlačna proba između dva čelična alata temperature T_A . Za većinu nodularnih lijevova velika brzina i relativno spora austenitna pretvorba osiguravaju da ispitivanje bude završeno prije početka pretvorbe austenita (u roku od približno 100 sekunda). *Slika 6.8* shematski prikazuje izotermički TTT-dijagram, gdje je uzorak gašen do sobne temperature nakon deformiranja, ali prije početka ausferitne transformacije.



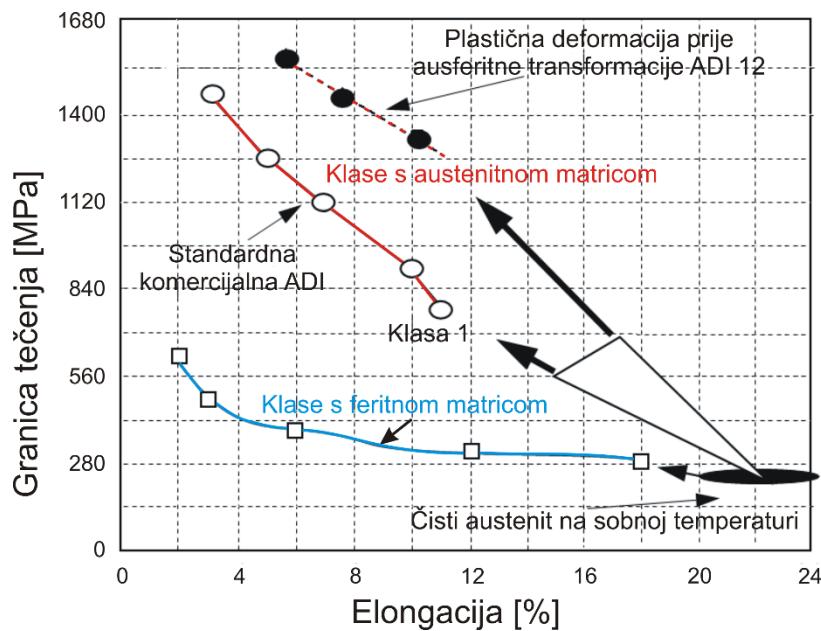
Slika 6.85. Shematski prikaz učinaka plastične obrade na kinetiku ausferitne reakcije [26]

Na slici je također vidljivo da se plastičnom deformacijom ubrzava ausferitna transformacija. To omogućuje postizanje izuzetno fine (sitne) ausferitne mikrostrukture izvanredne čvrstoće. Izmjerene vrijednosti tlačnog naprezanja i deformacije prikazane su u dijagramu (*slika 6.9*) za tri različite austempering temperature.



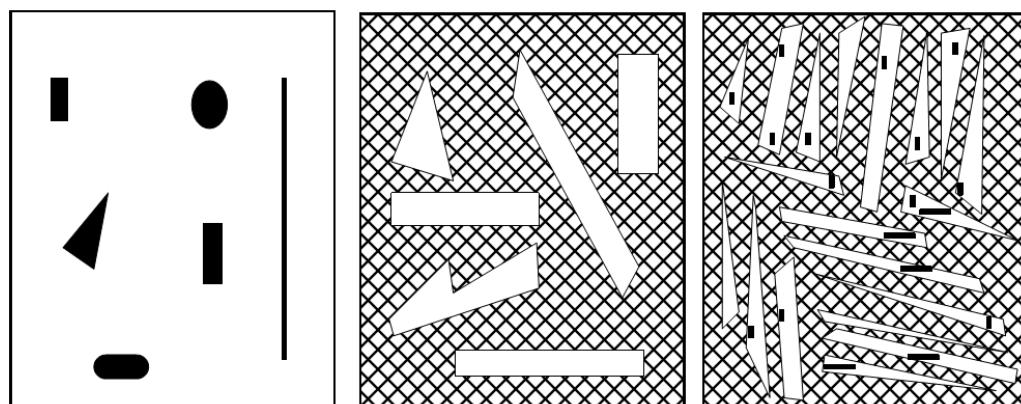
Slika 6.96. Dijagram naprezanje – deformacija pri tlačnoj probi ADI odljevka za tri austempering temperature [26]

Iz dijagrama na **6.9** vidi se da je granica tečenja austenitne matrice relativno neovisna o temperaturi tlačnog ispitivanja i iznosi oko 245 MPa uz rastezljivost od oko 30 %. Ovo jednoosno tečenje usporedivo je s onim kod vlačne probe. Naravno, rastezljivost je veća kod tlačne probe nego kod vlačne zbog izostanka pojave vrata na epruveti. Na *slici Slika 6.10* prikazane su kombinacije svojstava vlačne čvrstoće i rastezljivosti ADI ljevova i nodularnih ljevova s feritnom matricom dobivenih različitim parametrima obrade. Kod ADI ljevova uočavaju se velike promjene svojstava, ovisno o parametrima obrade.



Slika 6.107. Dijagram granica tečenja – istezljivost za ADI ljevove i standardne nodularne ljevove s feritnom matricom [26]

Sve vrste nodularnog lijeva, prikazane u dijagramu granica tečenja – istezljivost (slika 6.10), imaju izvornu austenitnu matricu. Kod vrste s feritnom matricom austenit se pretvara u ferit ili kombinaciju ferita i željeznog karbida, kao rezultat kombinacije brzine hlađenje i sadržaja legirnih elemenata, ili se austenit gasi te zatim popušta s ciljem stvaranja poboljšane strukture matrice (ferita i željeznog karbida). Pojava željeznog karbida u mikrostrukturi praćena je povećanjem čvrstoće i smanjenjem istezljivosti. Na slici 6.18 dan je shematski prikaz mikrostrukture s feritnom matricom. Kod ADI klase austenitna matrica (s temperature austenitizacije T_g) ostaje kao kontinuirana faza s preraspoređenim ugljikom najprije u matrici, a zatim i u željeznom karbidu kod viših ADI klasa. Mikrostruktura ADI klase je shematski prikazana (slike 6.18 b i c). Plošno centrirana kubna rešetka u matrici je superiorna u svakom pogledu (i rastezljivosti i čvrstoće) u odnosu na feritnu matricu. Često se može čuti da ADI ima dvostruku čvrstoću za istu rastezljivost ili dvostruku rastezljivost za istu čvrstoću, što potvrđuje dijagram na slici 6.10. Iz iste slike se uočava da je prethodna izjava konzervativna, naročito ako je austenit prije ausferitne pretvorbe podvrgnut gnječenju (dobivena struktura prikazana je na slici 6.18c).



a) Feritna matrica (bijele boje) s karbidima (crne boje)
b) Austenitna matrica s feritom (bijele boje)
c) Austenitna matrica s feritom (bijele boje) i karbidiom (crne boje)

Slika 6.18 [26]

7 POPIS SLIKA

Slika 1.1. Promjene faza (fizičko-kemijske promjene).....	11
Slika 1.2. Promjene strukture (oblika i veličine zrna) [1].....	11
Slika 1.3. Promjena mehaničkog stanja [1]	12
Slika 1.4. Mikrostruktura bajnita [22]	14
Slika 1.5. Mikrostruktura martenzita [22]	14
Slika 1.6. Faze dobivene metastabilnim (perlit), sporim (sorbit) i srednje brzim hlađenjem (troostit) [2].....	14
Slika 1.7. Krivulje hlađenja i nastale faze za različite brzine hlađenja	15
Slika 1.8. Razvijanje faze bajnita [1].....	16
Slika 1.9. Oblici bajnitnih zrna [1]	16
Slika 1.11. Donji bajnit [19]	16
Slika 1.10. Gornji bajnit [19]	16
Slika 1.12. Martenzit [19]	17
Slika 1.13. Nastajanje prostorno centrirane iz plošno centrirane kubne rešetke [1].....	17
Slika 1.14. Parametri martenzita u ovisnosti o sadržaju ugljika [1]	18
Slika 1.15. Izvod za parametar baze tetragonalne rešetke [1].....	18
Slika 1.16. Temperature pretvorbe austenita, nastale faze i tvrdoća u ovisnosti o brzini hlađenja [1]	19
Slika 1.17. Shematski prikaz nastajanja i mikrostruktura masivnog martenzita (uvećanje 800x), podeutektoidnog čelika (a) i pločastog martenzita (uvećanje 1200x) nadeutektoidnog čelika (b) [3].....	19
Slika 1.18. Temperaturno područje potpune austenitizacije čelika [1].....	20
Slika 1.19. Prijelaz eutektoidne koncentracije u područje eutektoidnih koncentracija [1].....	21
Slika 1.20. Utjecaj brzine hlađenja na temperaturu alotropske modifikacije $\gamma_{Fe} \rightarrow \alpha_{Fe}$ [4].....	22
Slika 1.21. Ovisnost temperature alotropske modifikacije rešetke $\gamma_{Fe} \rightarrow \alpha_{Fe}$ o udjelu ugljika i brzini hlađenja v_{hl} u Fe-C leguri [4].....	23
Slika 1.22. Uptonov dijagram - dijagram početaka i završetaka pretvorbe austenita u martenzit [4]	24
Slika 1.23. Dio dijagrama Fe- Fe_3C i Uptonov dijagram [4]	27
Slika 1.24. Određivanje temperature austenitizacije podeutektoidnih čelika [4]	27
Slika 1.25. Mikrostruktura podeutektoidnog ugljičnog zakaljenog čelika u ovisnosti o t_A [5]	28
Slika 1.26. Određivanje temperature austenitizacije nadeutektoidnih čelika [4]	29
Slika 1.27. Područje optimalnih temperatura austenitizacije za kaljenje ugljičnih čelika [4]	30
Slika 1.28. Burnsov dijagram – nadeutektoidni čelici austenitizirani na $t_A > A_{cm}$ temperature [4]	31
Slika 1.29. Burnsov dijagram – nadeutektoidni čelici austenitizirani na $t_A = A_1 + (50 \div 70) [^{\circ}C]$ [4]	31
Slika 1.30. TTT-dijagram (crveni) konstruiran pomoću metastabilnog Fe- Fe_3C (zeleni) i Uptonova (plavi) dijagrama za podeutektoidni čelik	33
Slika 1.31. TTT-dijagram (crveni) konstruiran pomoću metastabilnog Fe- Fe_3C (zeleni) i Uptonova (plavi) dijagrama za eutektoidni čelik	33
Slika 1.32. TTT-dijagram (crveni) konstruiran pomoću metastabilnog Fe- Fe_3C (zeleni) i Uptonova (plavi) dijagrama za nadeutektoidni čelik	34
Slika 1.33. Konstrukcija TTT-dijagrama [4].....	35
Slika 1.34. Krivulja hlađenja za izotermičko (lijevo) i kontinuirano (desno) hlađenje [4]	36
Slika 1.35. Konstrukcija TTT-dijagrama eutektoidnog čelika za izotermičko hlađenje [1].....	37

Slika 1.36. Transformacija austenita u perlit u ovisnosti o vremenu zadržavanja na izotermi 700°C [1].....	39
Slika 1.37. Izotermička krivulja transformacije austenita za eutektoidni čelik - 700°C . Svetla područja predstavljaju martenzit. [1, 6]	39
Slika 1.38. Praćenje promjene austenita magnetskom metodom [1]	40
Slika 1.39. Praćenje promjene austenita dilatometrijskom metodom [1]	40
Slika 1.40. Konstrukcija TTT-dijagrama podeutektoidnog čelika pri izotermičkom hlađenju (shematski prikaz) [1]	41
Slika 1.41. Izotermički TTT-dijagram podeutektoidnog ugljičnog čelika (s oko 0,5 % C) [4].....	42
Slika 1.42. Izotermički TTT-dijagram čelika Č3230 [4]	43
Slika 1.43. Mikrostruktura eutektoidnog čelika: a) gornji bajnit dobiven izotermičkom transformacijom $t_{iz} = 290^{\circ}\text{C}$; b) donji bajnit dobiven izotermičkom transformacijom $t_{iz} = 180^{\circ}\text{C}$. [7]	44
Slika 1.44. Anizotermički TTT-dijagram čelika HRN Č4731 [8]	45
Slika 1.45. Prikaz kontinuiranog ohlađivanja jednog austenitiziranog podeutektoidnog ugljičnog čelika u pripadnom TTT-dijagramu [4]	46
Slika 1.46. Kontinuirani TTT-dijagram eutektoidnog ugljičnog čelika [4]	48
Slika 1.47. Kontinuirani TTT-dijagram nadeutektoidnog ugljičnog čelika [4]	49
Slika 1.48. Kontinuirani TTT-dijagram čelika Č3230 [4]	50
Slika 1.49. TTT-dijagrami za anizotermičko (kontinuirano) hlađenje za podeutektoidni, eutektoidni i nadeutektoidni čelik.....	51
Slika 1.50. Pomicanje linija pretvorba u TTT-dijagramu pri prijelazu s izotermičkoga na kontinuirano hlađenje [1].....	52
Slika 1.51. Dio trokomponentnog dijagrama Fe - C - Le [4]	53
Slika 1.52. Binarni dijagram Fe – Le s gamagenim legirnim elementima [4]	54
Slika 1.53. Binarni dijagram Fe – Le s alfagenim legirnim elementima [4]	54
Slika 1.54. Utjecaj legirnih elemenata na temperaturu eutektoidne pretvorbe [4].....	55
Slika 1.55. Utjecaj legirnih elemenata na eutektoidnu koncentraciju [4]	55
Slika 1.56. Položaj supstitucijskog atoma legirnog elementa u atomskoj ravnini željeza [4]	56
Slika 1.57. Kvalitativni izgled TTT-dijagrama nelegiranog čelika (lijevo) i legiranog čelika (desno) [4]	58
Slika 1.58. Utjecaj legirnih elemenata na izgled TTT-dijagrama [1].....	59
Slika 1.60. Komorna peć [14]	60
Slika 1.59. Jamska peć [14].....	60
Slika 1.61. Vakuum peć [13].....	61
Slika 1.62. Peć sa solnom kupkom [9].....	61
Slika 1.63 Induktivno zagrijavanje [15]	62
Slika 1.64. Samokaljenje površine zuba zupčanika [16].....	63
Slika 1.65. Utjecaj sadržaja kuhinjske soli u vodi na maksimalnu brzinu hlađenja [1].....	64
Slika 1.66. Načelni izgled krivulja hlađenja za različita rashladna sredstva [1]	64
Slika 1.67. Utjecaj površinskih oksida na brzinu hlađenja [1]	65
Slika 2.1. Dijagram toplinske obrade kaljenja [4].....	68
Slika 2.2. Izbor pravilne temperature kaljenja [4].....	69
Slika 2.3. Dijagram zavisnosti temperature pretvorbe austenita od prethodne temperature njegova predgijavanja iznad pravilne (t_A) ($v_{hl} = \text{konst.}$) [1].....	70
Slika 2.4. Krivulje hlađenja površine i jezgre cilindričnog čeličnog uzorka	72
Slika 2.5. Preklapanje krivulja hlađenja površine i jezgre cilindričnog čeličnog uzorka promjera 95 mm za vodu, ulje i zrak s odgovarajućim TTT-dijagramom za kontinuirano hlađenje [1]	73
Slika 2.6. Ispitivanje prokaljivosti po Jominyju [4]	74
Slika 2.7. Tvrdoća čelika za različite sadržaje martenzita prema Hodge-Orehovski [24]	75

Slika 2.8. Ispitivanje prokaljivosti po Grossmannu [24]	75
Slika 2.9. Prikaz direktnog kaljenja u TTT-dijagramu [1]	76
Slika 2.10. Prikaz slomljenog kaljenja u TTT-dijagramu [1]	76
Slika 2.11. Prikaz stepeničasto-martenzitnog kaljenja u TTT-dijagramu [1].....	77
Slika 2.12. Dijagram popuštanja za nelegirani ugljični alatni čelik s $\approx 0,7\% C$ [1].....	79
Slika 2.13. Dijagrami popuštanja različitih čelika [4]	81
Slika 2.14. Promjene pri popuštanju (utjecaj temperature popuštanja) praćene dilatometrijskom metodom [1]	82
Slika 2.15. Boje popuštanja čelika [10]	83
Slika 2.16. Primjer "samopopuštanja" dlijeta [1]	84
Slika 2.17. Dijagram toplinske obradbe klasičnog poboljšavanja [4]	85
Slika 2.18. Dijagram promjene mehaničkih svojstava ovisno o temperaturi popuštanja [1]	86
Slika 2.19. Kvalitativni prikaz dijagrama rastezanja jednog čelika.....	86
Slika 2.20. Prikaz izotermičkog poboljšavanja u TTT-dijagramu [1]	87
Slika 2.21. Dijagram toplinske obrade žarenja [1]	88
Slika 2.22. Temperaturna područja žarenja čelika [1]	89
Slika 2.23. Oporavak hladno ugnječenog metala [1].....	90
Slika 2.24. Utjecaj prethodne hladne deformacije na temperaturu rekristalizacije [19]	90
Slika 2.25. Tijek procesa rekristalizacije – shematski [1]	91
Slika 2.26. Mikrostruktura napretka rekristalizacije [19]:.....	91
Slika 2.27. Promjena mehaničkih svojstava i strukture ovisno o trajanju zadržavanja na temperaturi rekristalizacije [11].....	92
Slika 2.28. Sekundarna rekristalizacija [1]	93
Slika 2.29. Uvećanje 100x, promjer kružnice $d = 79,8 \text{ mm}$, površina 5000 mm^2 . Veličina zrna prema ASTM-standardu je 3,89 [5]	94
Slika 2.30. Strukturne pretvorbe prilikom normalizacije [1].....	94
Slika 2.31. Postupak toplinske obrade normalizacije [1].....	95
Slika 2.32. Usporedni nizovi za određivanje veličine zrna po ASTM-u. [12]	96
Slika 2.33. Usporedni nizovi za određivanje dužine grafitnih lamela po ASTM-u (vrijede za mikroskopsko povećanje 100 : 1) [12]	97
Slika 2.34. Omekšavajuće žarenje – dijagram toplinske obrade	98
Slika 2.35. Žarenje za popuštanje napetosti – dijagram toplinske obrade [1]	99
Slika 2.36. Trakasta odvojena čestica kod žilavih i rastezljivih materijala [13]	100
Slika 2.37. Metalografske slike čelika Č.1221 u različitim stanjima nakon toplinske obrade (povećanje 250x) [2].....	100
Slika 2.38. Toplinska obrada visokougljičnog čelika za mjerne alate [1]	102
Slika 2.39. Presjek čeličnog izratka	103
Slika 2.40. Direktno površinsko kaljenje čelika s $0,3 \div 0,5\% C$	103
Slika 2.43. Simetrično površinsko kaljenje zubi zupčanika plamenom [1].....	104
Slika 2.43. Asimetrično površinsko kaljenje zubi zupčanika plamenom [1].....	104
Slika 2.43. Potpuno prokaljeni zubi zupčanika [1]	104
Slika 2.44. Induktivno (visokofrekventno) kaljenje zubi zupčanika [1].....	105
Slika 2.45. Visokofrekventno impulsno kaljenje zubi pile [15]	106
Slika 2.46. Obrada površine kugličarenjem [13]	107
Slika 2.47. Dijagram slijevanja Fe-N ₂ [1]	108
Slika 2.48. Dijagram ovisnosti dubine nitriranog sloja (h) o trajanju procesa nitriranja $h = f(\tau)$ [1]	108
Slika 2.49. Shema postupka ionskog nitriranja [1]	109
Slika 2.50. Postupak ionskog nitriranja [1].....	110
Slika 2.51. Površina nitriranog sloja.....	110
Slika 2.52. Woehlerove krivulje epruveta različito površinski tretiranog čelika Č4732	111

Slika 2.53. Shematski prikaz cementiranja (s direktnim kaljenjem nakon pougljičavanja)	
kroz "Fe-C" dijagram i dijagram toplinske obrade [1]	114
Slika 2.54. Struktura i sadržaj ugljika pougljičenog sloja [14]	116
Slika 2.55. Pougljičavanje u krutom sredstvu [1]	117
Slika 2.56. Postupak dvostrukog kaljenja nakon pougljičavanja kroz dijagram ($t - \tau$) [1].....	118
Slika 2.57. Izgled cementiranog sloja prije (a) i nakon (b) toplinske obrade kaljenja [17]	118
Slika 2.58. Ovisnost tvrdoće nakon kaljenja pougljičenog izratka o udaljenosti od površine	118
Slika 2.59. Utjecaj vremena držanja izratka (na temperaturi pougljičavanja) na dubinu pougljičenog sloja za različita sredstva pougljičavanja [15]	119
Slika 2.60. Pseudobinarni dijagram slijevanja 18 % W, 4 % Cr, ~0,8 % C [1].....	121
Slika 2.61. Dijagram toplinske obrade brzoreznog čelika [1].....	122
Slika 2.62. Dijagram visokotemperaturne termomehaničke obrade (VTMO) [3]	123
Slika 2.63. TTT-dijagram visokotemperaturne termomehaničke obrade (VTMO) [3]	123
Slika 2.64. VTMO obrada čelika za opruge [3]	124
Slika 2.65. Dijagram niskotemperaturne termomehaničke obrade (NTMO) [3]	124
Slika 2.66. TTT-dijagram niskotemperaturne termomehaničke obrade (NTMO) [3]	125
Slika 2.67. TTT-dijagram obrade izotermičkog oblikovanja [3]	126
Slika 2.68. Dijagram slijevanja duraluminija sa shematskim dijagramom toplinske obrade [1]....	127
Slika 2.69. Metalografski dijagram toplinske obrade s prikazom faza [1]	128
Slika 2.70. Izotermne promjene - prirodno dozrijevanje na $t \approx 20^\circ\text{C}$ [1].....	128
Slika 2.71. Izotermne promjene - umjetno dozrijevanje na $t \approx 130^\circ\text{C}$ [1]	129
Slika 2.72. Izotermne promjene - umjetno dozrijevanje na $t \approx 250^\circ\text{C}$ [1]	129
Slika 3.1. Fiberskop s direktnim i TV promatranjem [16]	132
Slika 3.2. Ispitivanje nepropusnosti tlačenjem vode	132
Slika 3.3. Penetrirajuće boje (bojene čestice – lijevo, fluorescentne čestice – desno) [17]	133
Slika 3.4. Ispitivanje penetrirajućim bojama [18]	134
Slika 3.5. Rasipanje magnetskog toka [19]	134
Slika 3.6. Elektromagnetska potkova [19]	134
Slika 3.7. Indukcija magnetskog toka električnom strujom [20]	135
Slika 3.8. Stvaranje magnetskog polja oko vodiča i oko zavojnice [20]	135
Slika 3.9. Rasipanja magnetskog polja na mjestu greške i nakupljanje feromagnetskog praha [18]	136
Slika 3.10. Uzdužna i poprečna magnetizacija osovine [19]	136
Slika 3.11. Nanošenje feromagnetskih čestica suhom metodom [19].....	136
Slika 3.12. Piezoelektrički efekt [20]	137
Slika 3.13. Postupak ispitivanja ultrazvukom – odbijanjem (echo metoda) [21]	137
Slika 3.14. Postupak ispitivanja ultrazvukom – prozvučavanje ili transmisijsko ispitivanje [21]	138
Slika 3.15. Brzina ultrazvuka u različitim metalima [21]	138
Slika 3.16. Imerzijska metoda ispitivanja [21].....	139
Slika 3.17. Utjecaj strukture materijala na rezultate ispitivanja [21]	139
Slika 3.18. Vrste elastičnih valova u metalu [18]	140
Slika 3.19. Vibrator s ravnom glavom (lijevo) i kosom glavom (desno) [18]	140
Slika 3.20. Tehnika ispitivanja sučeonog zavarenog spoja UZV vibrаторom s kosom glavom [18].....	140
Slika 3.21. Ispitivanje sučeonog zavarenog spoja UZV vibrаторom s kosom glavom [18].....	141
Slika 3.22. Radiografsko ispitivanje [18].....	142
Slika 3.23. Ispitivanje radioaktivnim izotopima	144
Slika 3.24. Zaštita od zračenja udaljavanjem od izvora i pregradama	145
Slika 4.1. Erozija metala [22].....	147
Slika 4.2. Mogući mehanizmi erozije [22].....	148

Slika 4.3. Mehanizam kavitacije [22]	148
Slika 4.4. Napredovanje kavitacije i erozije [22].....	149
Slika 4.5. Utjecaj sadržaja kroma i temperature na otpornost čelika kemijskoj koroziji [23].....	149
Slika 4.6. Nastajanje oksidnih slojeva na površini čelika [23]	150
Slika 4.7. Korozija stijenke metala A u kontaktu s rastaljenim metalom B [23].....	150
Slika 4.8. Primjer mehanizma korozije u elektrolitu	151
Slika 4.9. Mehanizam korozije nelegiranog čelika u vodi.....	152
Slika 4.10. Mehanizam korozije nelegiranog čelika u morskoj vodi.....	153
Slika 4.11. Korozija homogenog željeza ispod jedne kapi heterogenog elektrolita	155
Slika 4.12. Jednolična korozija homogenog metala	155
Slika 4.13. Lokalna korozija.....	156
Slika 4.14. Rupičasta (točkasta ili <i>pitting</i>) korozija [24]	156
Slika 4.15. Interkristalna korozija [22]	157
Slika 4.16. Transkristalna korozija (primjer kod nehrđajućeg čelika) [22]	157
Slika 4.17. Selektivna korozija (primjer korozije kod mjedi) [24]	158
Slika 4.18. Različiti tipovi korozije [22].....	159
Slika 4.19. Model galvanske korozije željeza Fe [22]	160
Slika 4.20. Nepravilno i pravilno izvedeno dno spremnika.....	161
Slika 4.21. Pravilno postavljanje ispusta iz spremnika.....	162
Slika 4.22. Vertikalno postavljen spremnik bez okapnice (loše) i s okapnicom (dobro)	162
Slika 4.23. Zavareni spoj s anodnim (loše) i katodnim dodatnim materijalom (dobro)	162
Slika 4.24. Primjer zaštite vodovodne cijevi dodavanjem anode - protektora	163
Slika 4.25. Primjer zaštite trupa broda pomoćnim vanjskim izvorom struje.....	163
Slika 5.1. Područja koncentracija ugljika i silicija standardnih željeznih ljevova [14]	165
Slika 5.2. Pseudobinarni Fe-C dijagram za leguru s 2 % Si [14]	166
Slika 5.3. Struktura nelegiranog sivog lijeva u lijevanom stanju (lijevo, 180 HB) i stanju nakon feritizacijskog žarenja 1 sat na 760°C (desno, 120 HB) [14]	167
Slika 5.4. Utjecaj vremena držanja na temperaturi austenitizacije na tvrdoću sivog lijeva nakon kaljenja (cilindrični uzorak promjera 32 mm i duljine 20 mm) [14].....	169
Slika 5.5. Utjecaj temperature popuštanja na mehanička svojstva nelegiranog sivog lijeva sastava: 3,2 % C od čega 0,8 % C u matrici, 2,43 % Si, 0,13 % Cr, 0,05 % Ni, 0,17 % Mo [14]	170
Slika 5.6. Utjecaj temperature popuštanja na zaostala naprezanja kod sivog lijeva [14].....	172
Slika 5.7. Utjecaj temperature popuštanja i vremena držanja na zaostala naprezanja kod sivog lijeva. Sastav odljevka: 2,72 % C; 1,97 % Si; 0,14 % P; 0,08 % S, 0,51 % Mn [14]	173
Slika 5.8. Kontinuirani TTT-dijagram s ucrtanim krivuljama hlađenja za žarenje, normalizaciju i gašenje [14]	174
Slika 5.9. Izotermički TTT-dijagram s ucrtanom krivuljom hlađenja za austempering (Ms i Mf temperatura snižavaju se kako se austenit obogaćuje ugljikom u 1. stupnju) [14]	175
Slika 5.10. Ovisnost mehaničkih svojstava o strukturi matrice i klasi žilavog lijeva [14].....	176
Slika 5.11. Ovisnost mehaničkih svojstava o vrsti toplinske obrade žilavog lijeva [14]	176
Slika 5.12. Mikrostruktura ADI. a) Žilavi lijev austemperiran na 260°C fine igličaste strukture vlačne čvrstoće 1585 MPa, granice tečenja 1380 MPa, elongacije 3 %, udarne žilavosti 54 J i tvrdoće 475 HB; b) Isti odljevak austemperiran na 370°C grube igličaste strukture vlačne čvrstoće 1035 MPa, granice tečenja 825 MPa, elongacije 11 %, udarne žilavosti 130 J i tvrdoće 321 HB. [14]	177
Slika 5.13. Pseudobinarni Fe-C dijagram za 2 % Si [14]	177
Slika 5.14. Utjecaj vremena držanja na temperaturi žarenja na raspad primarnih karbida [14]....	178

Slika 5.15. Jominy krivulje za žilavi lijev sastava: 3,9 % C; 2,2 % Si; 0,04 % Mg te neznatan dodatak Mn, Ni, Cu, Cr, V, Ti [14]	179
Slika 5.16. Utjecaj temperature niskotemperaturnog popuštanja na tvrdoču odljevka [14]	179
Slika 5.17. Utjecaj temperature austenitizacije na tvrdoču nakon gašenja žilavog lijeva [14]	180
Slika 5.18. Utjecaj temperature i trajanja popuštanja na konačnu tvrdoču nakon obrade [14].....	180
Slika 5.19. Postignuto popuštanje zaostalih naprezanja žilavog lijeva na tri različite temperature popuštanja i vrijeme držanja do 8 sati [14].....	182
Slika 5.20. Feritni kovkasti lijev – 750x [14].....	183
Slika 5.21. Utjecaj temperature austenitizacije i rashladnog sredstva na tvrdoču kovkastog lijeva nakon gašenja [14]	183
Slika 5.22. Perlitni kovkasti lijev: a) nakon prve faze grafitizacije, gašenja na zraku i popuštanja (212 HB, 750x); b) nakon prve faze grafitizacije, gašenja u ulju i popuštanja (255 HB, 750x). [14]	184
Slika 5.23. Utjecaj temperature popuštanja i vremena držanja na tvrdoču perlitnog kovkastog lijeva sastava 2,35 - 2,45 % C, 1,45 - 1,55 % Si, 0,03 % P, 0,06 - 0,15 % S, 0,38 - 0,50 % Mn i manje od 0,003 % Cr [14]	184
Slika 5.24. Mikrostruktura potkriticno žarenog 4 % Si-Mo nodularnog lijeva 400x [14]	188
Slika 5.25. Mikrostruktura Ni - Cr visokolegiranog bijelog lijeva (povećanje 340x) [14].....	190
Slika 5.26. Mikrostruktura Ni - Cr bijelog lijeva nakon dubokog hlađenja (povećanje 340x) [14].....	191
Slika 5.27. Mikrostruktura Ni - Cr bijelog lijeva nakon dubokog hlađenja (povećanje 340x) [14].....	194
Slika 5.28. Utjecaj sadržaj kroma na eutektičku koncentraciju kod ljevova s visokim sadržajem kroma [14]	194
Slika 5.29. Kontinuirani TTT-dijagrami za tri bijela lijeva različita kemijskog sastava [14].....	196
Slika 5.30. Toplinska obrada otvrđnjavanja bijelog lijeva visokog sadržaja kroma [14]	197
Slika 5.31. Utjecaj temperature austenitizacije na tvrdoču i sadržaj ostatnog austenita kod bijelog lijeva visokog sadržaja kroma [14].....	197
Slika 6.1. Pregled faza obrade nodularnog lijeva [41]	199
Slika 6.2. Shematski prikaz stabilnog i metastabilnog Fe-C dijagrama slijevanja s krivuljama hlađenja inokulirane i neinokulirane taline [41]	200
Slika 6.3. Komora za obradu žilavog lijeva s prikazom položaja čeličnog pokrova i predlegure [41].....	201
Slika 6.4. Struktura žilavog lijeva [41]	202
Slika 6.5. Učinak segregacije legirnih elemenata na nodularni lijev [41].....	203
Slika 6.6. Ilustracija rasta ferita i perlita („C“ je oznaka područja difuzije ugljika) [41]	204
Slika 6.7. Shematski prikaz faznog i izotermičkog TTT-dijagrama lijevanog željeza [41].....	205
Slika 6.8. Shematski prikaz visokotemperaturnog popuštanja [41]	205
Slika 6.9. Poboljšana struktura nodularnog lijeva [41]	206
Slika 6.10. Poboljšana struktura nodularnog lijeva sa sekundarnim grafitom u središtu slike [41]	206
Slika 6.11. Metastabilni i izotermički TTT-dijagram. U dijagramu je prikazana M_S temperatura, ovisnost M_S temperature o vremenu „austempering“ obrade (crvena linija u izotermičkom TTT-dijagramu) i metastabilno $\alpha + \gamma$ područje (u metastabilnom faznom dijagramu). [26]	208
Slika 6.12. Tipična ADI mikrostruktura (dobivena austempering obradom) na slici desno. Na lijevoj strani je shematski prikazana austenitizirana mikrostruktura (austenit + kuglice grafta) na temperaturi T_γ prije austempering obrade. [26]	209
Slika 6.13. Metastabilni i izotermički TTT-dijagram u kojem je prikazan učinak snižavanja temperature austenitizacije [26]	210

Slika 6.14. Izmjerene koncentracija ugljika i volumni udjeli austenita u ausferitu (zajedno s izračunanim volumnim udjelom uz pretpostavku dvofaznog $\alpha + \gamma$ ausferita) [26]	211
Slika 6.15. Shematski prikaz učinaka plastične obrade na kinetiku ausferitne reakcije [26]	213
Slika 6.16. Dijagram naprezanje – deformacija pri tlačnoj probi ADI odljevka za tri austempering temperature [26].....	213
Slika 6.17. Dijagram granica tečenja – istezljivost za ADI ljevove i standardne nodularne ljevove s feritnom matricom [26].....	214
Slika 6.18. Shematski prikaz mikrostrukture s feritnom matricom [26]	214

8 POPIS TABLICA

Tablica 2.1. Svojstva istog čelika nakon različitih tretmana	125
Tablica 3.1. Zračenje izotopa i poluživot raspada	143
Tablica 4.1. Elektrodni potencijali nekih metala [11]	159
Tablica 5.1. Mehanička svojstva za tri glavne skupine visokolegiranih bijelih ljevova [14]	189
Tablica 5.2. Rasponi tvrdoće matrice kod ljevova visokog sadržaja kroma u ovisnosti o strukturi matrice [14]	193
Tablica 5.3. Tvrdoće minerala i mikrokonstituenata [14]	193

9 Bibliografija

- [1] R. Deželić, Metali, Split: Fakultet elektrotehnike, strojarstva i brodogradnje, 1988.
- [2] H. Schumann, Metalographie, Deutscher Verlag fur Grundstoffindustrie, 1991.
- [3] Zoran J. Radaković, »Termička obrada čelika« [Mrežno]. Available:
<http://afroditarcub.bg.ac.rs/~rzoran/VDj-TO.pdf>.
- [4] M. Stupnišek i F. Cajner, Osnove toplinske obradbe metala, Zagreb: Fakultet strojarstva i brodogradnje, 1998.
- [5] G. F. V. Voort, Metallography, Principles and Practice, New York: ASM - The Material Information Society, 1999.
- [6] C. R. Brooks, Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels, ASM International.
- [7] Mathew James Peet, »Transformation and tempering of low-temperature bainite«, 2010. [Mrežno]. Available: <http://mathewpeet.org/thesis/superbainite/superbainite.html>.
- [8] Thyrofort, »Thyrofort - heat treatable steels«.
- [9] »Salt-bath Furnaces« [Mrežno]. Available:
<http://www.thermconcept.com/en/produkte/metallwaermebehandlung/furnaces-and-systems-for-hardening/salzbadoefen.html>.
- [10] »Temperature Colour Guide« [Mrežno]. Available:
<http://www.simplytoolsteel.com/temperature-color-guide.html>.
- [11] W. D. Callister and D. G. Rethwisch, Materials Science and Engineering, New York: Wiley & Sons, 2011.
- [12] »Reticle Untwinned Grain Counting 1-8 ASTM E112«, 2014. [Mrežno]. Available:
<http://www.microscopeworld.com/p-1393-reticle-untwinned-grain-counting-1-8-astme112.aspx>.
- [13] »Controlled shot peening« [Mrežno]. Available:
<http://www.metalimprovement.co.uk/controlled-shot-peening.html>.
- [14] V. author, ASM Metals Handbook vol. 4: Heat treating, USA: ASM International, 1991.
- [15] V. author, ASM Metals Handbook vol 5: Surface engineering, ASM International, 1994.
- [16] »Fiberscopes« [Mrežno]. Available:
<http://www.directindustry.com/industrialmanufacturer/fiberscope-73371.html>.
- [17] »Non- Invasive Dye Penetrant« [Mrežno]. Available:
<http://www.jmactool.com/qualityassurance/dyepenetrant.html>.
- [18] V. author, ASM Metals Handbook vol 17: Nondestructive Evaluation and Quality Control, ASM International, 1992.
- [19] »Magnetic particle inspection« [Mrežno]. Available:
<http://www.ventureinspection.co.uk/services/magnetic-particle-inspection/>.
- [20] »What's The Difference Between Piezoelectric And Piezoresistive Components« [Mrežno]. Available: <http://electronicdesign.com/components/what-s-difference-between-piezoelectric-andpiezoresistive-components>.
- [21] »Principles of Ultrasonic Testing« [Mrežno]. Available:
<http://www.energyworkforce.net/?p=126>.
- [22] G. Stachowiak i A. W. Batchelor, Engineering Tribology.
- [23] V. author, ASM Metals Handbook vol. 13: Corrosion, ASM International, 1987.

- [24] »Pitting Corrosion« [Mrežno]. Available:
http://www.corrosionclinic.com/types_of_corrosion/pitting_corrosion.htm.
- [25] K. B. Rundman, »`Cooperating With Mother Nature`- A Story of the Physical Metallurgy of Ductile Iron - Part I«, 2003.
- [26] K. B. Rundman, »‘It’s About Austenite and Carbon, Mate’ - A Story of the Physical Metallurgy of ADI - Part II« 2004.
- [27] »Dry Particle Inspection« [Mrežno]. Available:
<https://www.ndeed.org/EducationResources/CommunityCollege/MagParticle/TestingPractices/>.
- [28] »Induction Heating Equipment«, Gao’s Electromagnetic Induction Heating Equipment Co. [Mrežno]. Available: <http://www.inductionheating.com.cn/case/582037389.html>.
- [29] »Advantages and disadvantages of induction heating technology« [Mrežno]. Available:
<http://www.uigm.com/en/Induction-Technology/Advantages-and-disadvantages-of-inductionheating-technology5.html#.VGzjoYuG-gY>.
- [30] »Heat treatment« [Mrežno]. Available: <http://estherm.hr/>.
- [31] »Vacuum Heat Treating« [Mrežno]. Available: http://www.paulo.com/loc_cleveland.html.
- [32] »Martensite« [Mrežno]. Available: <http://en.wikipedia.org/wiki/Martensite>.
- [33] G. I. Co., »Ltd. Impulse Hardening«, Razorsaw Manufacturing Co., Ltd. [Mrežno]. Available: <http://www.razorsaw.co.jp/english/tokuchou/yakiire.htm>.
- [34] R. Deželić, Osnove konstrukcijskih materijala, Split: Fakultet elektrotehnike, strojarstva i brodogradnje, 1996.
- [35] F. J. Hoose, »Mini Lathe Capabilities«, 2000-2002. [Mrežno]. Available: http://www.mini-lathe.com/Mini_lathe/Capabilities/Capabilities.htm.
- [36] T. Fletin, F. Kovačićek i J. Indof, Svojstva i primjena materijala, Zagreb: Fakultet strojarstva i brodogradnje, 2002.
- [37] George Langford, »Microstructures«, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge [Mrežno]. Available: <http://www.georgesbasement.com/Microstructures/>.
- [38] »STEEL SELECTOR« Metal Ravne doo [Mrežno]. Available:
<http://www.metalravne.com/selector/selector.html>.
- [39] B. Anzulović, Materijali, Split: Fakultet elektrotehnike, strojarstva i brodogradnje, 1990.
- [40] G. E. i. L. B. Totten, Steel Heat Treatment - Metallurgy and Technologies, Oregon, USA: Portland State University, 2007.
- [41] »Vrste PVD presvlaka« [Mrežno]. Available: <http://www.elkotron.com/index.php/vrste-pvd-presvlaka>.