



**UNIVERZITET U PRIŠTINI
FAKULTET TEHNIČKIH NAUKA
KOSOVSKA MITROVICA**

mr Aleksandar T. Todić

**PRILOG ISTRAŽIVANJU UTICAJA
VANADIJUMA NA MEHANIČKA SVOJSTVA
I STRUKTURU VISOKOLEGIRANIH
HROM-MOLIBDENSKIH ČELIKA**

- DOKTORSKA DISERTACIJA -

KOSOVSKA MITROVICA
2012. godina

**UNIVERZITET U PRIŠTINI
FAKULTET TEHNIČKIH NAUKA
KOSOVSKA MITROVICA**

**PRILOG ISTRAŽIVANJU UTICAJA
VANADIJUMA NA MEHANIČKA SVOJSTVA
I STRUKTURU VISOKOLEGIRANIH
HROM-MOLIBDENSKIH ČELIKA**

- DOKTORSKA DISERTACIJA -

MENTOR
dr. Dejan Čikara, van.prof.

KANDIDAT
mr. Aleksandar Todić, ass.

KOSOVSKA MITROVICA
2012. godina

I. Autor	
Ime i prezime:	<i>mr. Aleksandar Todić, dip. maš.ing.</i>
Datum i mesto rođenja:	<i>07.03.1977. Kosovska Mitrovica</i>
Sadašnje zaposlenje:	<i>Saradnik-asistent za užu naučnu oblast – materijali u mašinstvu</i>
II. Doktorska disertacija	
Naslov:	<i>Prilog istraživanju uticaja vanadijuma na mehanička svojstva i strukturu visokolegiranih hrom-molibdenskih čelika</i>
Broj stranica:	<i>147</i>
Broj slika:	<i>Slika 112 i tabela 43</i>
Broj bibliografskih podataka:	<i>121</i>
Ustanova i mesto gde je rad izrađen:	<i>Fakultet tehničkih nauka, Kosovska Mitrovica</i>
Naučna oblast (UDK):	<i>Materijali u mašinstvu (621.04-03-620)</i>
Mentor:	<i>dr. Dejan Čikara, van. prof.</i>
III. Ocena i obrana	
Datum prijave teme:	<i>05.03.2009.godine</i>
Broj odluke i datum prihvatanja doktorske disertacije:	
Komisija za ocenu podobnosti teme i kandidata:	<i>dr. Dejan Čikara, docent dr. Duško Minić, van.prof. dr. Vukić Lazić, red.prof.</i>
Komisija za ocenu doktorske disertacije:	<i>dr. Dejan Čikara, van.prof. dr. Duško Minić, van.prof. dr. Vukić Lazić, red.prof.</i>
Komisija za odbranu doktorske disertacije:	<i>dr. Dejan Čikara, van.prof. dr. Duško Minić, van.prof. dr. Vukić Lazić, red.prof.</i>
Datum odbrane disertacije:	<i>04.07.2012.</i>

SADRŽAJ

1.	Uvod -----	1
1.1.	Podela čelika -----	2
2.	Dosadašnja istraživanja -----	8
2.1.	Osobine Fe-C-Cr legura -----	8
2.1.1.	Uticaj mikrostrukture -----	8
2.1.2.	Uticaj pojedinih legirajućih elemenata -----	10
2.1.2.1.	Uticaj ugljenika -----	11
2.1.2.2.	Uticaj mangana -----	11
2.1.2.3.	Uticaj molibdena -----	13
2.1.2.4.	Uticaj hroma -----	15
2.1.2.5.	Uticaj vanadijuma -----	23
2.2.	Termička obrada čelika -----	34
2.2.1.	Uticaj termičke obrade na karakteristike visokolegiranih Cr-Mo čelika -----	34
2.2.1.1.	Fazne transformacije pri zagrevanju čelika -----	35
2.2.1.2.	Martenzitna transformacija -----	36
2.2.1.3.	Razlaganje austenita pri kontinualnom hlađenju -----	39
2.2.1.4.	Fazne transformacije pri otpuštanju čelika -----	41
2.2.1.5.	Termička obrada visokolegiranih Cr-Mo čelika -----	42
3.	Eksperimentalni deo -----	46
3.1.	Izrada uzoraka livenjem -----	46
3.2.	Mehanička priprema uzoraka -----	57
3.3.	Ispitivanje tvrdoće -----	61



3.4.	Ispitivanje udarne žilavosti -----	63
3.5.	Ispitivanje zatezne čvrstoće -----	70
3.6.	Ispitivanje strukture -----	74
3.6.1.	Svetlosna mikroskopija -----	74
3.6.2.	Skenirajuća elektronska mikroskopija -----	76
4.	Rezultati merenja -----	78
4.1.	Rezultati merenja tvrdoće -----	78
4.2.	Rezultati ispitivanja udarne žilavosti -----	81
4.3.	Rezultati ispitivanja zatezanjem -----	84
4.4.	Mikrostruktura -----	87
5.	Diskusija rezultata -----	88
5.1.	Mehanička ispitivanja -----	88
5.1.1.	Promena tvrdoće u zavisnosti od sadržaja vanadijuma -----	89
5.1.2.	Promena udarne žilavosti od sadržaja vanadijuma -----	91
5.1.3.	Promena zatezne čvrstoće od sadržaja vanadijuma -----	97
5.1.4.	Međusobne zavisnosti čvrstoće, tvrdoće i udarne žilavosti -----	100
5.2.	Mikroskopska ispitivanja -----	104
5.2.1.	Uzorci sa sadržajem 1,4% C i 0,5% V-----	104
5.2.2.	Uzorci sa sadržajem 1,4% C i 2,0% V-----	107
5.2.3.	Uzorci sa sadržajem 1,4% C i 3,0% V -----	111
5.2.4.	Uzorci sa sadržajem 2,2% C i 3,0% V -----	117
5.3.	Uticaj termičke obrade na mehaničke karakteristike čelika -----	124
5.4.	Primena čelika otpornih na habanje -----	130
6.	Zaključak -----	135
6.1.	Uticaj vanadijuma na tvrdoću legure-----	135
6.2.	Uticaj vanadijuma na udarnu žilavost legure -----	136



6.3.	Uticađ vanadijuma na zateznu čvrstoću legure -----	137
6.4.	Međusobna zavisnost udarne žilavosti i tvrdoće -----	138
6.5.	Uticađ vanadijuma na mikrostrukturu čelika -----	138
	Literatura -----	140



1. UVOD

Od spoznaje čoveka za čelične materijale pa do danas, čelici su postali nezamenljivi u bilo kakvoj tehničkoj strukturi. Primena čeličnih materijala intenzivirana je krajem XIX i tokom XX veka. I danas kada se čine pokušaji da se pojedini čelični materijali zamene jeftinijim oni i dalje ostaju dominantni i skoro nezamenljivi u svim oblastima tehnologije građenja. Pored tako duge primene i poznavanja karakteristika čeličnih materijala ukazuje se i danas potreba za daljim iznalaženjem i poboljšanjem njihovih karakteristika u cilju smanjenja potrebnih dimenzija, a time i pojeftinjenja proizvoda baziranih na primeni čeličnih materijala. Izučavanju materijala od gvožđa doprinele su i fundamentalne nauke kao: fizika čvrstog stanja, hemija, termodinamika i sve ostale tehničke grane koje su pomogle objašnjenju ponašanja i svih pratećih fenomena u trouglu tehnologija-struktura-svojtvo.

Pored razvoja i primene novih materijala cilj nauke o materijalima je i otkrivanje zakona koji definišu suštinu materijala što treba da dovede do projektovanja traženih svojstava, odnosno mogućnosti da se napravi materijal željenih osobina.

Najširu primenu od svih metalnih materijala imaju legure na bazi gvožđa i to čelici i livena gvožđa. I jedni i drugi načinjeni su od osnovnih komponenti gvožđa, ugljenika i legirajućih elemenata koji čine čitav spektar hemijskih elemenata [1].

Gvožđe je hemijski element (Fe) označen u periodnom sistemu elemenata, sa atomskim brojem 26, atomske mase 56, temperature topljenja 1538°C, gustine 7.800 kg/m³, koji pripada grupi prelaznih metala. Tehničko čisto gvožđe sadrži u sebi i redovne primese kao ugljenik, mangan, silicijum, fosfor i sumpor. Gvožđe ima svojstvo alotropije (polimorfije) koje se u čvrstom stanju javlja u dve alotropske modifikacije sa prostorno (α i δ) i površinski (γ) centriranu kubnu rešetku [2].

Tehničke legure gvožđa dobijaju se bez izuzetaka iz ruda kao hemijskih jedinjenja Fe₃O₄, Fe₂O₃, FeCO₃, FeS₂ koje u sebi sadrže jalovinu u obliku SiO₂, Al₂O₃, CaO, MnO, P₂O₅ itd. Sadržaj gvožđa u rudama se kreće u širokom dijapazonu od 20 do 70% [2].

Pripremljena ruda se meša sa koksom, krečnjakom i drugim dodacima i kao takva ubacuje u visoku peć na topljenje. Koks ima ulogu topitelja rude ali i redukcionu ulogu, tj. vrši redukciju oksida gvožđa. Ugljenik pri ovome reaguje sa oksidima gvožđa direktno ili indirektno stvarajući pri tome gvožđe i ugljen-dioksid (CO₂) pri indirektnoj redukciji i CO pri direktnoj redukciji [2].

Sirovo gvožđe koje se ispušta iz visoke peći u tečnom stanju u zavisnosti od sastava i vrste rude kao i od toka redukcije sadrži više različitih pratećih elemenata kao što su: ugljenik, silicijum, mangan, fosfor, sumpor i sl.



U visokoj peći odvija se više hemijskih reakcija ugljenika, silicijuma, mangana i fosfora. Sirovo gvožđe dobijeno iz visoke peći sadrži u sebi visok sadržaj ugljenika 2,5-2,4%, 0,9-1,4% Si, 0,5-1,5% Mn, do 0,5% P i do 0,12% S, pa je kao takvo skoro neupotrebljivo u tehničke svrhe osim za dobijanje pojedinih tehničkih proizvoda.

Veći deo sivog sirovog gvožđa se prerađuje-pretapa u specijalnim kupolnim pećima pri čemu se poboljšava stepen čistoće uz dobijanje određenog hemijskog sastava. Ovakvo liveno gvožđe koje u sebi sadrži 2-4% C, 1,5-3,5% Si, 0,7-1,1% Mo, 0,3-0,7% Mn i 0,04-0,06% S naziva se sivo liveno gvožđe koji ima značajnu primenu u određenim granama tehnike.

U zavisnosti od sadržaja ugljenika tehničke legure gvožđa dele se na čelike i livena gvožđa. Livena gvožđa su takođe legure gvožđa sa sadržajem od 2,11 do 6,67% C. Gvožđe se dalje može preraditi u čelik sa sadržajem od 0,04 do 2,15% C, koji ima mogućnost obrade deformisanjem [2].

Ovaj rad ima za cilj da se istraži uticaj vanadijuma prvenstveno na mehaničke karakteristike čelika, a vezano sa tim i na promene u mikrostrukturi ispitivanog materijala. Ispitivani materijal je u suštini čelik po definiciji, na samoj granici čelika i livenog gvožđa, dakle sa visokim sadržajem ugljenika od 1,4% do max. 2,2%, legiran hromom sa 10%, molibdenom 1%, manganom 0,5% i promenljivim sadržajem vanadijuma od 0,5 do 3%.

Čelik pomenutog sastava spada u grupu samokaljivih čelika tipa X180CrMo12-1. Osnovni problem kod ovih čelika je da se uz postignutu veliku tvrdoću poveća i vrednost udarne žilavosti. Do skoro je rešenje traženo u načinu dobijanja potpunog martenzita, što se kod ovakvih čelika postiže visokotemperaturnom termičkom obradom.

Zadnjih godina svedska istraživanja idu u pravcu istraživanja uticaja pojedinih legirajućih elemenata poput molibdena, mangana, niobijuma, vanadijuma i sl. u cilju dobijanja čelika koji će imati veliku tvrdoću i čvrstoću uz dobre vrednosti udarne žilavosti. U ovoj disertaciji težište istraživanja je postavljeno na uticaju vanadijuma da se njegovim povećanim sadržajem i pogodnom termičkom obradom dobije povećana tvrdoća i zadovoljavajuća udarna žilavost čelika.

Čelici predstavljaju veliku familiju legura koji imaju zajedničko obeležje da sadrže 0,05 – 2,11% C.

1.1. PODELA ČELIKA

Podela čelika je raznovrsna i često nepregledna. Međutim, preovladala je podela prema sadržaju ugljenika i legirajućih elemenata. Sa tog aspekta postoji grupa nelegiranih i grupa legiranih čelika.

Nelegiranim čelicima se smatraju ugljenični čelici koji u svom sastavu pored ugljenika imaju i nešto malo i drugih elemenata kao silicijuma, mangana, aluminijuma i sl.

Legirani čelici mogu biti legirani sa jednim elementom ili sa dva i više elemenata. Pravilnim izborom legirajućih elemenata mogu se dobiti čelici sa različitim svojstvima.



Legirajući elementi mogu da povećaju korozionu otpornost, prokaljivost, poboljšaju mehaničke karakteristike, termičku otpornost itd. U poređenju sa ugljeničnim nelegiranim čelicima oni generalno imaju bolja mehanička svojstva, bolju žilavost, veću otpornost na zamor itd.

Legirajući elementi koji su u čeliku mogu biti u obliku čvrstih rastvora ili mogu biti u elementarnom obliku i obrazuju mehaničke smeše; ili da izgrade različite karbide, nitrade, sulfide fosfate itd. U tabeli 1 dat je prikaz uticaja legirajućih elemenata na stvaranje odgovarajućih faza i struktura u legiranim čelicima.

Čelici koji osim ugljenika sadrže još i neki drugi namerno dodat element nazivaju se legiranim čelicima. Prema količini sadržaja legirajućih elementa razlikuju se niskolegirani i visokolegirani čelici. U niskolegirane čelike spadaju čelici koji sadrže legirajuće elemente čiji zbir iznosi najviše 5%.

Niskolegirani čelici imaju slične osobine kao i nelegirani ugljenični čelici ali su im neke osobine ipak poboljšane ili su negativne osobine otklonjene [1].

Tabela 1 Uticaj legirajućih elemenata na formiranje jedinjenja i karbida [1]

Legirajući element	Legirani cementit	Tip karbida	Jedinjenje
Nikal (Ni)	-	-	Ni ₃ Al
Silicijum (Si)	-	-	SiO ₂ -MxOy
Mangan (Mn)	(Fe,Mn) ₃ C	-	MnS; MnO-SiO ₂
Hrom (Cr)	(Fe,Cr) ₃ C	Cr ₇ C ₃ ; Cr ₂₃ C ₆	-
Molibden (Mo)	-	Mo ₂ C	-
Volfram (W)	-	W ₂ C	-
Vanadijum (V)	-	VC, V ₆ C ₅	-
Titan (Ti)	-	TiC	-
Niobijum (Nb)	-	NbC	-
Aluminijum (Al)	-	-	Al ₂ O ₃ ; AlN

Glavne prednosti legiranih čelika su bolja sposobnost kaljenja, manja mogućnost nastajanja mikronaprslina, bolja žilavost, povećana granica elastičnosti. Na ovaj način se postiže veća dinamička čvrstoća.

Visokolegirani čelici legiranjem dobijaju specijalne osobine koje nemaju niti mogu da imaju niskolegirani čelici (povećanu otpornost na koroziju i pojedine reagense, povećanu otpornost na povišene temperature, specijalne električne osobine itd.). Kod većine visokolegiranih čelika nastaju isti konstituenti kao i kod niskolegiranih čelika tj. ferit, austenit, δ-ferit, karbidi, perlit, beinit, martenzit i ledeburit. Razlike su u tome što kristali čvrstog rastvora i karbid gvožđa Fe₃C prima u čvrst rastvor i izvesne količine legirajućih elemenata i što izvesni legirajući elementi obrazuju sa ugljenikom specijalne karbide [1].

Dodavanjem pojedinih legirajućih elemenata menja se rastvorljivost ugljenika u različitim modifikacijama gvožđa čime se menjaju linije i tačke ravnoteže u dijagramu stanja Fe-Fe₃C.

Skoro svi legirajući elementi u manjoj ili većoj meri rastvorljivi su kako u α, γ i δ gvožđu. Na taj način se utiče na temperature preobražaja. Na osnovu ovih uticaja svi legirajući elementi se mogu podeliti u dve grupe. U prvu grupu spadaju: silicijum, hrom, volfram, molibden, titan, vanadijum i aluminijum, koji pomeraju α/γ – tačku preobražaja



gvožđa ka višim temperaturama a, γ/δ - tačku ka nižim temperaturama. Pri ovome treba imati na umu da granica koncentracije legirajućeg elementa umnogome zavisi od sadržaja ugljenika [1].

Legirajući elementi kao mangan i nikal, pomeraju slično ugljeniku α/γ -tačku preobražaja gvožđa ka višim i γ/δ -tačku ka nižim temperaturama. Time se proširuje oblast egzistencije austenita ali se sužava oblast α i δ gvožđa. Kod ovakvih austenitnih čelika kao i kod feritnih izostaje α/γ - preobražaj, te se ovi čelici zbog toga ne mogu kaliti niti normalizovati ni poboljšavati. Usitnjavanje zrna moguće je samo plastičnom deformacijom.

Posebnu grupu legiranih čelika čine čelici otporni na habanje. Primena ovakvih čelika je od posebnog značaja u mašingradnji za izradu specijalnih alata i delova mašinskih sklopova i elementa gde se traži visoka otpornost na abraziju odnosno habanje [1].

Problem habanja je prisutan u tehnici od najstarijih vremena, a tehnologije dobijanja kvalitetnih materijala otpornih na habanje imaju dugu istoriju i vezane su za sam početak primene legura gvožđa. Nagli razvoj novih materijala otpornih na habanje započeo je krajem šezdesetih i početkom sedamdesetih godina XIX veka kao rezultat upoznavanja procesa trenja i habanja, mehanizama destrukcije metala i uopšte razvojem fizike čvrstog stanja i inženjerstva materijala.

Tada su u tehničku praksu uvedeni novi kvaliteti martenzitnih alatnih čelika, visokolegirani hromom i molibdenom, kao i visokolegirana hrom-molibdenska bela livena gvožđa. Ove legure su, u određenim eksploatacionim uslovima, pokazale nekoliko puta veću otpornost na habanje i znatno veću pouzdanost rada različitih uređaja od do tada korišćenih legura: *Hadfield*-ovih čelika, niskolegiranih Cr-Ni (*Ni-hard*) livenih gvožđa i kovanih, niskolegiranih, manganskih ili Cr-Ni čelika. U isto vreme povećana je pouzdanost eksploatacije i smanjena potreba za remontom postrojenja i zamenom istrošenih delova što je značajno doprinelo prihvatanju ovih novih materijala u industrijskoj praksi [1].

Delovi i sklopovi, izrađeni od visokolegiranih hrom-molibdenskih čelika, imaju izuzetno dobra eksploataciona, odnosno tehnološka svojstva kada su izloženi abrazionom, koroziono-abrazionom, suvom adhezionom ili kombinovanom habanju. Međutim, u uslovima udarno-zamornog habanja zbog nedovoljne žilavosti ovih legura, postoji opasnost od zamora materijala i loma delova. U tom smislu, da bi se proširio njihov domen primene, potrebno je poboljšati ovo tehnološko svojstvo, kako udarnu žilavost tako i žilavost loma.

Tela izložena udarno-zamornom habanju, a posebno u kombinaciji sa abrazionim habanjem moraju da imaju dobru žilavost bez karakteristične pojave krtog loma. Tvrdi materijali sa izraženim krtim lomom i malom žilavošću, kao na primer nelegirano belo liveno gvožđe, ne mogu da se koriste za bilo koju vrstu habajućih elemenata. U toku eksploatacije dolazi do brzog odvajanja krupnih opiljaka stvorenih krtim lomom, a u velikom broju slučajeva i do loma celog habajućeg tela. S druge strane, žilavi materijali sa izraženim žilavim lomom će, bez obzira na početnu tvrdoću poboljšavati svoja habajuća svojstva u toku eksploatacije. Naime, tokom rada dolazi do brušenja i glačanja radne površine pa će naponsko stanje površinskih slojeva biti niže, a žilavost bolja. Osim toga, žilavi materijal habajućih tela omogućava da se u toku eksploatacije izvrši ojačavanje površinskog sloja hladnom deformacijom, koja je posledica stalnih udara kojima su tela



izložena. Ovaj efekat deformacionog ojačavanja koji je u korelaciji sa žilavošću ili preciznije duktilnošću materijala veoma povoljno utiče na produženje veka trajanja habajućih tela [1].

Poznato je da, u određenim slučajevima, lom usled nedovoljne žilavosti habajućeg tela može da izazove havariju celog agregata pa čak da dovede u pitanje bezbednost radnika. Na primer, rotacioni mlinovi čekićari zahtevaju da čekići koji udarima drobe materijal imaju dobru čvrstoću, žilavost i dinamičku čvrstoću. Lom čekića ne samo što izaziva zastoj radi zamene, već može teško da ošteti drobilicu/mlin i izazove havariju celog sistema. U tim slučajevima obično se bira materijal veće žilavosti koji, zbog manje tvrdoće ima znatno kraći vek trajanja.

U ovom radu ispitaće se uticaj vanadijuma na mehanička svojstva i strukturu visokolegiranih hrom–molibdenskih čelika, sa idejom da se optimizacijom hemijskog sastava i postupka termičke obrade odlivaka ostvari visoka žilavost u odnosu na odgovarajuća visokolegirana livena gvožđa.

Osnovni cilj ove doktorske disertacije jeste definisanje uticaja vanadijuma na mehanička svojstva i strukturu visokolegiranih hrom–molibdenskih čelika. Pri tome razmatraće se sve faze tehnološkog postupka izrade odlivaka, od pripreme metalnog uložka do završne i termičke obrade finalnog proizvoda. Definisanje uticaja vanadijuma pokazaće da li je i pod kojim uslovima moguće dobiti istovremeno dovoljno tvrdu i dovoljno žilavu strukturu čelika koja može da obezbedi visoku otpornost na habanje i dug vek trajanja habajućih delova. Ukoliko istraživanja pokažu da uticaj vanadijuma u tom smislu može biti značajan, moguće je izvršiti optimizaciju tehnoloških parametara, hemijskog sastava, sadržaja vanadijuma i načina termičke obrade odlivaka. Na taj način bi se omogućilo da se u tehničku praksu uvede novi kvalitet čelika, sa svojstvima koja su optimalana u svim uslovima habanja. U tom smislu predložena doktorska disertacija predstavljaće i značajan naučni doprinos i dobru osnovu za dalju praktičnu realizaciju ovih ideja [2].

Za izradu konstrukcionih delova koji su izloženi abrazionom, koroziono-abrazionom ili udarno-zamornom habanju, danas se u svetu koristi više desetina različitih legura gvožđa, a najvažnije grupe materijala su: austenitni manganski (*Hadfield*) čelici, martenzitna niskolegirana Ni-Cr livena gvožđa (*Ni-Hard-i*), visokolegirana Cr-Mo livena gvožđa, kompozitni materijali na bazi “*cast-in*” karbida i naravno, visokolegirani Cr-Mo čelici. Ne uzimajući u obzir kompozite na bazi “*cast-in*” karbida, koji predstavljaju novu generaciju materijala, koja još uvek nema širu komercijalnu primenu, generalno najbolje osobine, kao antifrikcioni, habajući materijali pokazuju visokolegirani Cr-Mo čelici. Njihova slaba strana je relativno niska žilavost i ovaj problem do danas nije u potpunosti rešen.

Nagli razvoj i primena novih materijala otpornih na habanje započeo je krajem šezdesetih i početkom sedamdesetih godina XIX veka kao rezultat upoznavanja procesa trenja i habanja, sistema naprezanja, mehanizma destrukcije materijala i uopšte razvojem nauke o materijalima. Kao rezultat tih istraživanja već početkom sedamdesetih godina u industrijski razvijenim zemljama, a početkom osamdesetih godina i kod nas pojavili su se novi materijali, znatno otporniji na habanje koji su primenjeni u procesima mlevenja ruda, proizvodnji cementa i izradi niza konstrukcionih delova na građevinskim i rudarskim



mašinama (zubi utovarnih kašika, udarne grede drobilica, čekići mlinova i razni drugi delovi) potpuno istisnuli Hadfield-ov čelik i druge do tada korišćene materijale [2].

Martenzitni alatni čelici visokolegirani hromom i molibdenom, kao i visokolegirana Cr-Mo bela livena gvožđa, u praksi su pokazala nekoliko puta veću otpornost na habanje i znatno veću pouzdanost pri radu različitih uređaja u koje se ovi materijali bili ugrađeni. U isto vreme smanjena je potreba za remontom postrojenja i zamenom istrošenih delova što je značajno doprinelo uvođenju ovih legura u industrijskoj praksi.

Neka ranija istraživanja su pokazala da visokolegirani Cr-Mo čelici, kojima se ponekad dodaju manje količine vanadijuma ili volframa imaju veću žilavost, štaviše dodatak volframa omogućava rad delova i na višim temperaturama. Tako se pojavila ideja da se delovanje vanadijuma na svojstva ove familije čelika podrobnije utvrdi [2].

U ovoj disertaciji detaljno će se istražiti uticaj vanadijuma u smislu poboljšanja mehaničkih svojstava navedenih čelika, budući da je njegovo pozitivno dejstvo na visokolegirana Cr-Mo bela livena gvožđa već poznato. Treba ispitati i objasniti uticaj vanadijuma na tok očvršćavanja čelika, kao i mehanizam formiranja sitnozrne strukture. Formiranje sitnozrne strukture u procesu kristalizacije je osnova poboljšanja, kako udarne žilavosti, tako i žilavosti loma. Relativno visoka žilavost, uz zadržavanje visoke tvrdoće koje ovi čelici poseduju, omogućiće njihovu široku primenu u agregatima kod kojih su delovi izloženi snažnim dinamičkim opterećenjima koja izazivaju lom usled preopterećenja ili zamora.

Jedna od najvažnijih karakteristika gore spomenutih čelika je otpornost na habanje i dobra žilavost. Velika otpornost na habanje i dobra žilavost su dve dijametralno suprotne karakteristike.

Mehanizami različitih vidova habanja pokazuju da je habanje veoma složen fenomen koji se odvija pod veoma različitim uslovima i sa veoma različitim brzinom. Otpornost na habanje kao tehnološka osobina materijala zavisi od mnogih parametara, a glavni faktori koji utiču na habanje su:

- metalurški faktori,
- uslovi rada i
- ostali faktori (korozivnost radne sredine, osobina deformacionog ojačavanja, radna temperatura, eksploatacioni uslovi itd.).

Metalurški faktori obuhvataju: tvrdoću, žilavost, mikrostrukturu, hemijski sastav i sposobnost deformacionog ojačavanja. Uslove rada čine radni pritisak, temperatura i obrada površine, a ostale faktore čine vlažnost i korozivnost radne sredine, podmazivanje i sl.

Složenost problema habanja metala jasno se uočava i na osnovu velikog broja faktora koji utiču na proces. Da bi se utvrdilo da li je neki materijal otporan na habanje u određenim radnim uslovima potrebno je ispitati sve faktore od uticaja, a najpouzdaniji rezultat se dobija u samoj eksploataciji. Ispitivanje na habanje još uvek nije na pravi način standardizovano, a u tehničkoj literaturi opisano je više načina i metoda merenja.

Jedan od glavnih faktora koji utiču na otpornost materijala na habanje je njegova tvrdoća. U jednom dužem vremenskom periodu smatralo se da je tvrdoća isključivo glavni faktor otpornosti čelika na habanje, pa je čak i matematički formulisan stav da je habanje obrnuto proporcionalno od tvrdoće, odnosno da se sa povećanjem tvrdoće smanjuje



habanje. Međutim, kasnija istraživanja su pokazala da na habanje utiču i žilavost, mikrostruktura, hemijski sastav i sposobnost ojačavanja deformisanjem.

Žilavost je mehaničko svojstvo metala i legura koja se definiše kao sposobnost podnošenja udarnih opterećenja. Žilavost je u korelativnoj vezi sa duktilnošću, ali za merenje ovog svojstva nije merodavna promena geometrije već količina energije, odnosno specifični rad da se izvrši deformacija do loma. Ispitivanje žilavosti izvodi se udarnim dejstvom sile pri čemu se određuje rad potreban za lom epruvete. Pored toga, ovim načinom se utvrđuje sposobnost čelika ka krtom lomu. Ova krtost može da se pojavi zbog različitih uzroka kao što su starenje, zamor, grafitizacija, otpusna krtost i sl.

Radni delovi izloženi habanju, a naročito u kombinaciji abrazionog i udarno-zamornog habanja moraju da imaju dobru žilavost bez karakteristične pojave krtog loma. Materijali sa izraženim krtim lomom i malom žilavošću, na primer nelegirano belo liveno gvožđe, ne mogu da se koriste za bilo koju vrstu habajućih elemenata. Naime, u toku eksploatacije i pored visoke tvrdoće doći će do brzog odvajanja krupnih opiljaka stvorenih krtim lomom, a u velikom broju slučajeva i do loma celog habajućeg dela. S druge strane, žilavi materijali sa izraženim žilavim lomom će bez obzira na početnu tvrdoću poboljšavati svoja habajuća svojstva u toku eksploatacije. Ovo se objašnjava pomoću dva efekta i to:

- u toku eksploatacije habajućih tela (npr. kugli), dolazi do brušenja i glačanja radne površine pa će naponsko stanje površinskih slojeva biti niže, a žilavost bolja i
- žilav materijal habajućih tela omogućava da se u toku eksploatacije izvrši lokalno otvrdnjavanje površinskog sloja hladnom deformacijom koja je posledica stalnih udara kojima su tela izložena. Ovaj efekat lokalnog otvrdnjavanja u korelaciji je sa žilavošću ili preciznije duktilnošću materijala.

Iz napred navedenog se može zaključiti da se žilavost može preciznije definisati kao sposobnost metala da izdrži udare sa određenom energijom, a da se ne odlomi. Metal može biti vrlo tvrd i zbog toga čvrst, tj. da ima visoku zateznu čvrstoću, a da ipak bude nepodesan za izradu habajućih delova, posebno onih koji su u radu izloženi jakim udarima ili zamaranju. Žilavost kao i tvrdoća su veličine koje zavise od hemijskog sastava i mikrostrukture metala pa će u daljem istraživanju biti posvećena posebna pažnja na povećanju njegove vrednosti uz zadržavanje potrebne vrednosti tvrdoće, a sve u sklopu objašnjenja uticaja pojedinih legirajućih elemenata i konstituenata mikrostrukture na makrotehnoške osobine materijala [1,2].



2. DOSADAŠNJA ISTRAŽIVANJA

2.1. OSOBINE Fe – C – Cr LEGURA

Osnovne karakteristike čelika sa visokim sadržajem ugljenika i legirajućim elementima kao što su hrom, molibden i vanadijum su velika tvrdoća, otpornost na habanje i žilavost. Čelici sa visokim sadržajem ugljenika i hroma imaju veliku tvrdoću, ali relativno nisku žilavost ali ipak veću u odnosu na metale iz grupe belih livenih gvožđa. Karakteristike kao što su tvrdoća, zatezna čvrstoća i žilavost su vrlo važne osobine koje ove čelične materijale kvalifikuju za primenu u određenim mašinskim strukturama. Pomenute karakteristike su relativno lako merljive. Merenje pomenutih karakteristika izvodi se uglavnom standardnim laboratorijskim ispitivanjima.

Tvrdoća je jedan od značajnih pokazatelja otpornosti na habanje mada ne uvek i dovoljan. U literaturi [1,2,3,4,5,6] je uglavnom poznato da se sa povećanjem tvrdoće povećava otpornost na habanje, a sa povećanjem tvrdoće smanjuje žilavost. Dakle, ove dve karakteristike su dijametralno suprotstavljene.

Visokouglični čelici sa srednjim sadržajem hroma i malim sadržajem molibdena spadaju u grupu samokaljivih čelika otpornih na habanje što ih čini upotrebljivim u širokom području primene. Osnovne karakteristike ovih čelika su visoka tvrdoća, čvrstoća zbog visokog sadržaja ugljenika, a relativno mala udarna žilavost. Kao legirajući elementi uključeni su hrom, molibden, vanadijum i ugljenik.

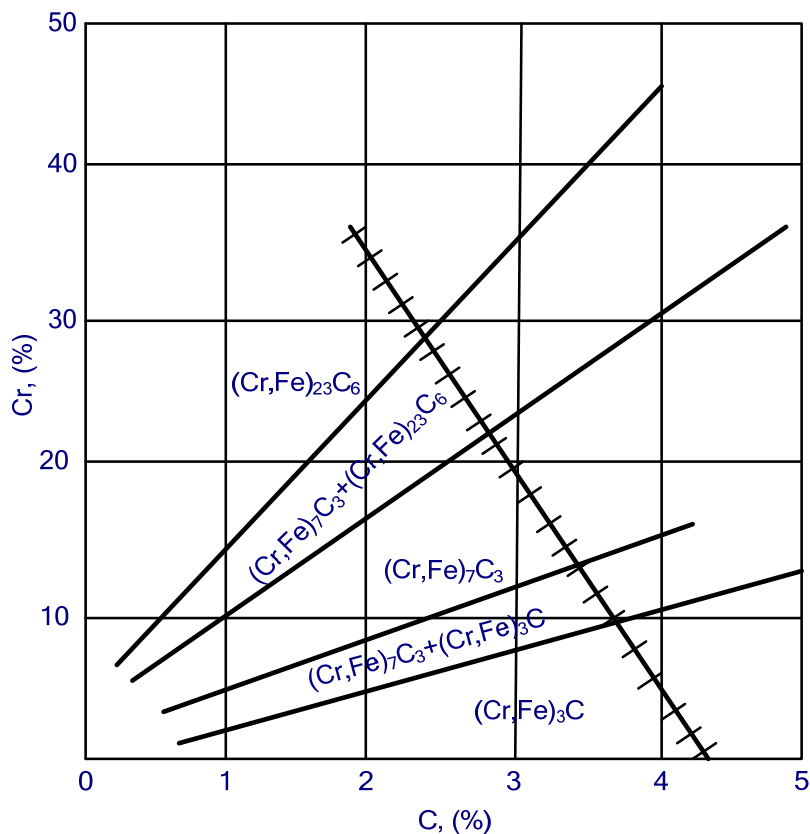
Kada je reč o tvrdoći i otpornosti na habanje može se reći da veliki uticaj imaju mikrostrukturni elementi, kao što je fazni sastav legure, veličina prisutnih faza, zapreminski udeo kao i mikrotvrdoća konstituenata [5]. Pomenuti parametri utiču takođe i na žilavost.

2.1.1. UTICAJ MIKROSTRUKTURE

Visoka tvrdoća legura gvožđa podrazumeva martenzitnu strukturu koja je u odnosu na austenitnu, beinitnu i perlitnu najtvrđa i najotpornija na abrazivno habanje. Pored toga što martenzitna struktura daje najbolju tvrdoću od značaja je i količina i tip karbida u strukturi. Prema [7] otpornost na habanje se povećava sa količinom karbida u



strukturi i da su karbidi tipa M_7C_3 i MC umesto karbida tipa M_3C . Struktura sa karbidima tipa M_7C_3 odnosno $(FeCr)_7C_3$ (sl. 1) može se dobiti odgovarajućim legiranjem sa sadržajem 11 - 17% Cr i pri sadržaju 2,0 – 3,5% C [7].



Slika 1 Uprošćeni dijagram Fe-C-Cr legura sa karbidima hroma [7]

Još bolju otpornost na habanje bi dali karbidi bora, volframa i vanadijuma u martenzitnoj strukturi. Visoko legiranje karbidotvornim hemijskim elementima (Cr, Mo, V, W, B, itd.) povećalo bi otpornost na habanje. Povećavanjem sadržaja ugljenika povećava se količina karbida, a time i tvrdoća i otpornost na habanje ali opada žilavost.

Povećanje tvrdoće, čvrstoće i žilavosti prema preporukama mnogih autora [8,9,10] može se ostvariti martenzitnim strukturama osnove i termičkom obradom.

Mikrostruktura ovog čelika u livenom stanju sastoji se od primarnih dendrita austenita, koji može biti delimično ili potpuno transformisan [11,12]. Do skora rešenje je traženo u režimu termičke obrade tako da se dobije martenzitna struktura, sa što manjom količinom zaostalog austenita. Primera radi, martenzitna struktura kod visokohromnih gvožđa ima tvrdoću i veću otpornost na habanje od austenitnih [5,13,14].

Legure Fe-C-Cr sa visokim sadržajem hroma i perlitnom mikrostrukturnom osnovom imaju relativno malu otpornost na habanje. Ovo nam pokazuje da austenit mora da poseduje sposobnost kaljenja i brzinu hlađenja u toku očvršćavanja posle reaustenizacije. Legure sa perlitnom strukturom osnove imaju veću tvrdoću od austenitnih ili austenitno martenzitnih [5,15].



Austenitni visokouglenični čelici imaju veću žilavost od martenzitnih, odnosno perlitnih [16], a za isti sadržaj eutektičkog karbida. Postoje i mišljenja da se najveća žilavost postiže ako se otklone unutrašnja naponi zagrevanjem na temperaturi otpuštanja 200 – 400°C u periodu od 2 časa [17].

U suštini žilavost se smanjuje sa povećanjem tvrdoće. Međutim, ovo ne mora da bude pravilo uz jednu postignutu tvrdoću, žilavost i otpornost na habanje mogu biti različita i sa različitim strukturama.

Što se pak otpornosti na habanje tiče pri umerenoj žilavosti najbolji rezultati se mogu postići sa martenzitnom osnovom. Ako je visoka žilavost neophodna to se najbolje postiže sa austenitnom stukturom, naravno da pri tome opada tvrdoća i otpornost na habanje [17].

Prema mišljenju većeg broja istraživača [16,18] zaostali austenit smanjuje otpornost na habanje pogotovu u uslovima uzastopnih udarnih opterećenja. Ovo iz razloga transformacije austenita u martenzit kao posledica lokalnog otvrdnjavanja materijala zbog plastične deformacije [19,20].

Deformaciono otvrdnjavanje toliko promeni karakteristike materijala tako da nastaje obrazovanje prslina [5]. Tipičan slučaj ovakvog deformacionog otvrdnjavanja je razaranje kugli za mlevenje. Ovo se objašnjava prisustvom zaostalog austenita u strukturi. Pojava lokalnog otvrdnjavanja pri manjim deformacijama ima pozitivan efekat jer pri malim udarima dolazi do povećanja tvrdoće, a sa tim povećanje otpornosti na habanje.

Prema nekim autorima [21,22] zaostali austenit poboljšava otpornost na habanje ukoliko su prisutna udarna opterećenja. Za stvaranje pukotina i pucanje kugli u mlinovima za mlevenje ima suprotnih mišljenja. Dok jedni smatraju da to nastaje zbog livačkih defekata drugi smatraju da je to posledica odnosa zapreminskog udela austenita i martenzita [23].

2.1.2. UTICAJ POJEDINIH LEGIRAJUĆIH ELEMENATA

Karbidi tipa Cr_7C_3 i $Cr_{23}C_6$ mogu se legirati sa gvožđem tako da znatno utiču na osobine čeličnih legura Fe-C-Cr sa visokim sadržajem ugljenika i srednjim sadržajem hroma. Visok sadržaj ugljenika obezbeđuje veliku tvdoću, a samim tim i otpornost na habanje, ali istovremeno je i uzrok niske žilavosti. Na karakteristike čeličnih legura sa visokim sadržajem ugljenika i sadržajem hroma značajan uticaj ima i morfologija pomenutih karbida. I u ovom pravcu izvođena su istrživanja u smislu dobijanja povoljnijeg oblika [5].



2.1.2.1. UTICAJ UGLJENIKA

Ugljenik je komponenta u svim vrstama čelika kako kod nelegiranih tako i kod legiranih čelika. Ugljenik kao komponenta ima višestruku ulogu u formiranju karakteristika čelika počev od toga da on stvara karbide ugljenika, pa sve do uticaja na rastvorljivost drugih legirajućih elemenata.

Maksimalna rastvorljivost ugljenika je u α - gvožđu je na 727°C, a sa snižavanjem temperature ta se rastvorljivost smanjuje. Ako se hlađenje odvija brzo sa temperature iznad 700°C ravnoteža nije uspostavljena pa u feritu ostaje rastvoreno 0,02% C. Međutim, ako se hlađenje odvija sporo do sobne temperature, višak ugljenika se izdvaja kao Fe₃C i izlučuju se pretežno po granicama feritnih zrna. Ovaj ovako izdvojeni cementit dovodi do povećanja krutosti čelika i naziva se tercijalni cementit.

Kod ugljenika poznata je pojava da se atomi ugljenika i na sobnoj temperaturi imaju pokretljivost naročito kad se ne nalazi u ravnotežnom stanju. Ovo omogućuje da kada se izvrši kaljenje čelika i ostavi da odstoji neko vreme njemu se menjaju neke mehaničke karakteristike, povećava se tvrdoća, zatezna čvrstoća i granica razvlačenja ali značajno opada žilavost. Pokretljivost atoma ugljenika može se ubrzati povećanjem temperature [6].

Promene osobina zakaljenog čelika odnosno brzo ohlađenog mekog čelika tokom vremena naziva se termičko taloženje ili starenje čelika. Starenje na sobnoj temperaturi naziva se prirodnim starenjem, a na povišenim temperaturama veštačkim starenjem. Temperature veštačkog starenja obično se kreću između 50 i 200°C. U principu starenje čelika je nepoželjna pojava jer se nekontrolisano menjaju karakteristike čelika.

Pojava brze difuzije ugljenika pri višim temperaturama omogućuje razmeštanje ugljenika po čeliku pa čak i napuštanje materijala, ako se on nalazi u pogodnoj oksidacionoj atmosferi. Ova pojava poznata je kao razugljenisanje i odvija se često kod čelika sa većim sadržajem ugljenika pri žarenju, kaljenju ili kovanju gde se površina dela postepeno razugljeniše. Ova pojava je nepoželjna kod delova reznih alata i alata za prosecanje i probijanje koji brzo otupljuju pa im je radni vek značajno skraćen.

Pojava razugljeničavanja je u suštini skoro uvek štetna. Zbog toga se delovi alata radi kaljenja zagrevaju u rastopinama soli (sona kupatila) ili zagrevanje u vakuumskim pećima [6].

2.1.2.2. UTICAJ MANGANA

Mangan je skoro redovan legirajući element kod čelika. Obično njegov sadržaj iznosi iznad 0,8% kod nelegiranih ugljeničnih čelika jer se u rastopljenom čeliku dodaje u cilju vezivanja supora i radi dezoksidacije. Na sobnoj temperaturi α - gvožđe rastvara oko 10% Mn.



Deo mangana rastvara se u cementitu stvarajući pri tome složen karbid $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$, koji se pri zagrevanju vrlo brzo rastvara u austenitu [6]. Zbog toga kristali γ - čvrstog rastvora neometano rastu. Iz ovog razloga čelici sa povećanim sadržajem mangana osetljivi su na pregrevanje.

Mangan sprečava perlitnu transformaciju i utiče na tok kristalizacije. Pored toga ovaj legirajući element pomera naniže temperaturne linije likvidusa i solidusa, a time utiče i na oblik i karakteristike karbida.

Kod manganskih čelika tipična pojava je da su strukture vlaknaste što uslovljava značajno smanjene udarne žilavosti u poprečnom pravcu na pravac vlakana, tako da je udarna žilavost značajno različita u uzdužnom i poprečnom pravcu vlaknaste strukture. Pojava ovako usmerene strukture nastaje zbog toga što je mangan veoma reaktivan i stvara brojne nemetalne uključke kao MnO , MnS , $(\text{MnO})_2\text{SiO}_2$, koji se pri deformaciji raspoređuju u nizove.

Mangan u suštini otvara γ - polje gvožđa. Legura sa više od 35% Mn su čisto austenitne počevši od tačke topljenja pa sve do sobne temperature. U legurama gvožđe-mangan sa više od 5% Mn austenit se pri uobičajenom hlađenju ne transformiše u ferit difuzionim putem, već grupnim pomeranjem atoma nastaje bezdifuzionna transformacija u kubni martenzit. Ovaj preobražaj austenit-martenzit kod legura gvožđe – mangan odvija se na sličan način kao i stvaranje martenzita pri kaljenju ugljeničnih čelika [24].

Prisustvo mangana u γ - čvrstom rastvoru smanjuje mikrotvrdoću karbida, a pri tom i ukupnu tvrdoću legure [25]. Pored toga otpornost na habanje se takođe smanjuje [26].

Povećanjem sadržaja mangana u strukturi se povećava učešće lamelarnih karbida.

Zatezna čvrstoća i napon tečenja čelika povećavaju se sadržajem mangana pri čemu izduženje neznatno opada. Mangan otežava stvaranje perlita, a olakšava beinitnu transformaciju. Čelici sa 2 do 3% Mn već posle normalizacije pokazuju beinit. Najvažnija funkcija mangana je smanjenje kritične brzine hlađenja, a sa tim u vezi i povećanu prokaljivost [6]. Pобољшanje prokaljivosti leži u činjenici da manganski čelik u valjanom ili normalizovanom stanju pokazuje dobre karakteristike čvrstoće uz zadovoljavajuće vrednosti žilavosti. Manganski konstrukcioni čelici u poboljšanom stanju imaju bolju zateznu čvrstoću, napon tečenja i udarnu žilavost nego ugljenični čelici. Mana manganskih čelika kao što je napred pokazano osetljivi su na pregrevanje jer se mešoviti karbid $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ brže rastvara u austenitu nego karbid gvožđa Fe_3C , a i skloni su otpusnoj krтости.

Jedan od najvažnijih manganskih čelika iz austenitne grupe je takozvani Hadfieldov čelik, čelik velike tvrdoće sa sadržajem 1,2-1,4% C i 12-14% Mn. Glavne karakteristike ovog čelika su velika sposobnost površinskog otvrdnjavanja, visoka otpornost na habanje, relativno mala tvrdoća i niska granica razvlačenja. Teško je obradljiv metodama rezanja, samo primenom alata za obradu tvrdih površina ili brušenjem. Zbog ovako loše obradljivosti rezanjem oblikovanje delova se vrši uglavnom livenjem. Kao što je napred spomenuto ovaj čelik je sklon intenzivnom površinskom otvrdnjavanju kod primene obrada plastičnim deformisanjem, tako na primer deformisanjem površine uzorka mehaničkim putem tvrdoća sa $\text{HB} = 200$ poraste na $\text{HB} = 500$. Kako ovaj čelik ima austenitnu krupnozrnastu strukturu to je on nemagnetičan.



Zbog svoje velike otpornosti na habanje Hadfieldov čelik služi za izradu delova koji su izloženi visokom naprezanju kod bagera, drobilica i sličnih mašinskih delova. U praksi održavanja pomenutih mašina ovim čelikom se oblažu delovi izloženi habanjem metodom navarivanja. Posle navarivanja Hadfieldovim čelikom komadi se moraju lagano hladiti radi smanjenja naprezanja i pojava naponskih prslina zbog različitih koeficijenata termičkog širenja feritnih i austenitnih čelika [27].

Hatfieldov čelik ima osobinu da posle naglog hlađenja postane mek i žilav, a tek po otpuštanju otvrdne. Ovakvo ponašanje se zasniva na tome što se pri naglom hlađenju sa 1050°C stvara homogeni austenit koji je prezasićen ugljenikom. U ovakvom stanju tvrdoća je iznosila HB=190 i čvrstoća 1100 MPa a izduženje 50%. Posle otpuštanja na 550°C u trajanju od 10 sati austenit se transformisao u fini lamelarni perlit i martenzit. Čelik postaje magnetičan i tvrdoća mu je porasla na HB=400.

Što se tiče livenih gvožđa sa sadržajem Cr i Mn može se posmatrati kroz primer da kada se livenom gvožđu sa sadržajem Cr doda Mn on ulazi u karbidnu fazu isto kao i u matricu [27]. Deo koji sadrži Mn čini matricu mekšom i menja temperaturu kaljenja potrebnu da se postigne maksimalna tvrdoća. Što je veći sadržaj Mn, za maksimalnu tvrdoću potrebna je niža temperatura kaljenja. Opadanje tvrdoće matrice isto kao i karbidne faze ne donosi prednosti gvožđu u smislu otpornosti na habanje.

Mangan u visokohromnom livenom gvožđu smanjuje Ms temperaturu (početna temperatura martenzitne transformacije), što uglavnom rezultira u visokom zaostatku austenita koji u mnogim slučajevima smanjuje otpornost na habanje i povećava tendenciju gvožđa, posebno pri radnim uslovima u kojima se udari često ponavljaju. Količina zaostalog austenita može se smanjiti prethodnom termičkom obradom npr. zagrevanjem na 900°C i laganim hlađenjem u vremenu 2 časa [27].

2.1.2.3. UTICAJ MOLIBDENA

Molibden je izrazito karbidotvorni element. Molibden prema literaturnim podacima [6,28] utiče na morfologiju karbida M_7C_3 . Sa povećanjem sadržaja molibdena povećava se deo eutektičkih karbida, a smanjuje deo lamelarnih karbida u strukturi. Prema [29,30] 50% od ukupnog sadržaja molibdena u leguri učestvuje u formiranju karbida [31]. Kod legura gde je kao legirajući element uključen i hrom nižih sadržaja formira se karbid Mo_2C sa vrlo finom strukturom, a kod legura sa visokim sadržajem hroma obrazuje se krupniji karbid M_6C .

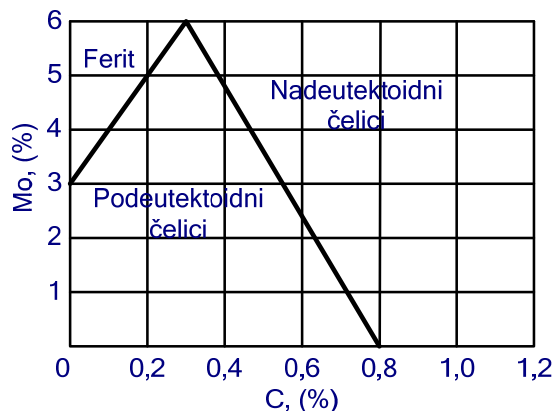
Često se molibden kao legirajući element koristi u kombinaciji sa vanadijumom, volframom i titanom. U sistemu Fe-C-Mo, uporedno sa karbidom Fe_3C javljaju se i karbidi MoC i Mo_2C . Molibden i pri malom sadržaju već pri 3,5% zatvara γ -oblast tako da legure sa sadržajem molibdena preko 3,5% su feritne strukture i nemaju kritične tačke [32]. Rastvorljivost molibdena opada sa smanjenjem temperature.

Pri malom sadržaju molibdena do 0,8% u čelicima perlitne strukture veći deo molibdena se nalazi u čvrstom rastvoru, a manji deo u legiranom cementitu u obliku



karbida $(\text{Fe,Mo})_3\text{C}$. U konstrukcionim podeutektoidnim čelicima sa sadržajem molibdena ispod 1%, 90% Mo nalazi se u čvrstom rastvoru, a samo 10% u obliku karbida.

Molibden smanjuje količinu ugljenika u eutektoidu (perlitu) i na dijagramu stanja sistema Fe-Fe₃C podiže i pomera tačku S (sl. 2) u levo. Na slici 2 prikazan je strukturni dijagram čelika legiranih molibdenom na kome je uočljivo da i kod 6% sadržaja molibdena perlit sadrži samo 0,3% C. Visok sadržaj molibdena uz mali sadržaj ugljenika obezbeđuju čelike feritne strukture bez faznih preobražaja (sl. 2) [32].



Slika 2 Strukturni dijagram čelika legiranih molibdenom [32]

Molibden izrazito snižava kritičnu brzinu hlađenja čelika i to naročito legiranih sa hromom, niklom i drugim legiranim elementima. Smanjenjem kritične brzine kaljenja, molibden izrazito povećava prokaljivost čelika. Samo vanadijum daje bolje rezultate postojanosti od molibdena. Jedna od najznačajnijih uloga molibdena kao legirajućeg elementa je smanjenje pojave krtosti pri otpuštanju kaljenih čelika. Sadržaj hroma u ove svrhe iznosi obično 0,45%. Uvođenjem molibdena u većim količinama, povećava se udeo molibdena u karbidima, pa se javlja suprotan efekat. Prema tome [32] molibden efektivno utiče na smanjenje pojave krtosti pri otpuštanju samo ako se nalazi u čvrstom rastvoru ferita jer u tom obliku sprečava izlučivanje karbida na granicama metalnih zrna, pri sporom hlađenju.

U konstrukcione čelike obično se uvodi molibden u količini 0,2-0,3% što je sasvim zadovoljavajuće za poboljšavanje mehaničkih osobina čelika. Sa nešto većim sadržajem Mo (0,5-0,8%), čelici imaju značajno povećanje čvrstoće, ali uz smanjenje udarne žilavosti i plastičnosti. Konstrukcioni čelici legirani molibdenom imaju vlaknasti prelom posle poboljšanja. Ovakva struktura podnosi bolje udarna opterećenja nego čelici sa kristalnim prelomom.

Kako molibden pozitivno utiče na konstruktivna svojstva čelika (imaju dobre mehaničke osobine i posle normalizacije) to se ova vrsta čelika koristi i za livenje delova s tim što je potrebno povećati brzinu livenja u kalupima.

Sadržaj molibdena u čelicima se obično kreće 0,2-0,4%, a ređe i od 0,6 pa do 1% u cilju ostvarivanja njegove osnovne funkcije. Sadržaj ugljenika u čelicima legiranih molibdenom je kao u srednjeugljeničnim čelicima.



Značaj molibdena kao legirajućeg elementa u čelicima sastoji se i u tome da se kod duže eksploatacije na povišenim temperaturama, što se karbid ojačava na granici kristala i zadržava sferoidizaciju pa čak i grafitizaciju.

Otpor protiv puzanja molibdenski čelici dobro podnose sve do temperature od 400°C. Sa daljim povećanjem temperature otpor protiv puzanja opada.

Za izradu odlivaka koristi se niskolegirani čelik sa sadržajem do 0,5%. U cilju dobijanja još boljih mehaničkih karakteristika molibdenovih čelika, dodaju se još i dopunski legirajući elementi. Jedan od češćih dopunskih legirajućih elementa je vanadijum sa sadržajem 0,1 do 0,45%.

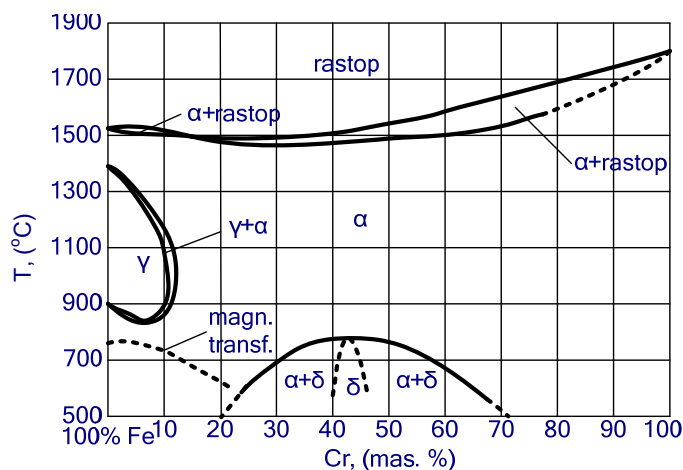
2.1.2.4. UTICAJ HROMA

Uticao hroma u legurama gvožđa i čelika je obimno prikazan u tehničkoj literaturi. Hrom reaguje sa ugljenikom i formira karbid. Međutim, od količine sadržaja hroma formiraju se različiti karbidi. Pri malom sadržaju hroma formira se karbid M_3C dok se pri većem sadržaju (preko 10%), karbid menja u M_7C_3 .

Hrom kao legirajući element pripada grupi legirajućih elemenata koji zatvaraju γ -područje na dijagramu stanja Fe-Cr, (sl. 3). Sa gvožđem hrom stvara čvrsti rastvor u širokoj temperaturnoj oblasti.

Hrom, kao legirajući element, primenjuje se u širokim granicama od 0,3 do 30%. Gvožđe i hrom grade na visokim temperaturama neprekidni niz prostorno centriranih kubnih α - čvrstih rastvora. Kod 15% Cr krive likvidusa i solidusa su na oko 1500°C. Legure čelika sa 15% Cr bez sadržaja ugljenika zatvara γ - oblast gvožđa, a legure sa više od 15% Cr su feritne od niskih do temperature tačke topljenja [6].

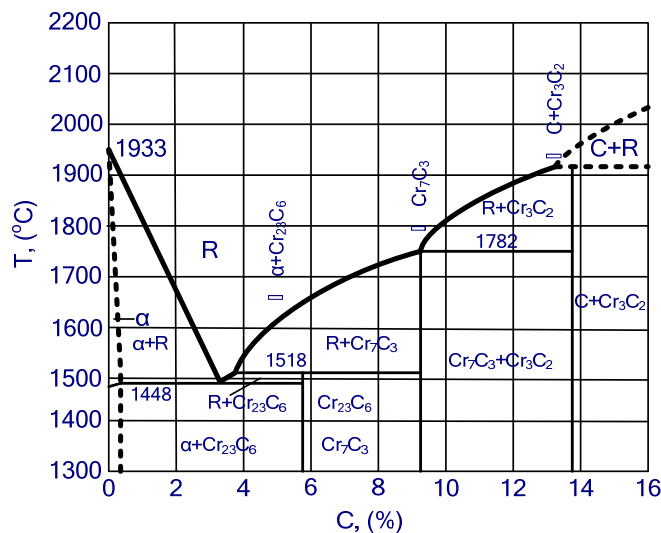
Na slici 3 prikazan je ravnotežni dijagram stanja Fe - Cr.



Slika 3 Dijagram stanja Fe - Cr [6]



Na strukturu legura Fe-Cr koje trpe fazni preobražaj γ u α izrazito utiče ugljenik, pa i u malim ili neznatnim sadržajima. Na slici 4 prikazan je binarni dijagram stanja Cr-C pri čemu je poznato da se u ovom sistemu obrazuju tri karbida: kubni karbid hroma Cr_{23}C_6 , trigonalni karbid Cr_7C_3 i ortorombični Cr_3C [32]. U širokom spektru hromnih legura najčešće se sreću samo dva tipa karbida Cr_{23}C_6 i Cr_7C_3 [32].



Slika 4 Dijagram stanja sistema Cr – C [32]

Hrom je izrazito karbidotvoran legirajući element u sistemu Fe-C-Cr. Hrom obrazuje različite karbide koji su znatno postojaniji od cementita. Karbidi hroma mogu biti dvojni i složeni u kojima je jedan deo hroma zamenjen gvožđem ili drugim elementima. Kod perlitnih čelika sa 1 do 2% Cr u karbidima se nalazi veoma mala količina hroma i to uglavnom u čvrstom rastvoru. Što je sadržaj hroma viši to su karbidi bogatiji sa sadržajem hroma.

U trojnom sistemu Fe-C-Cr pored α - γ faze mogu se naći više raznih faza Fe-Cr karbida. Primera radi [32] u cementit može da se rastvori 18 – 20% Cr, karbid Fe_7C_3 rastvara 30% do 50% Cr, dok karbid Cr_{23}C_6 rastvara čak do 35% Cr. Pri ovome pod pojmom rastvorljivost treba podrazumevati zamenu atoma gvožđa, u karbidima, atomima hroma i obrnuto tj. $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ i $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ [32].

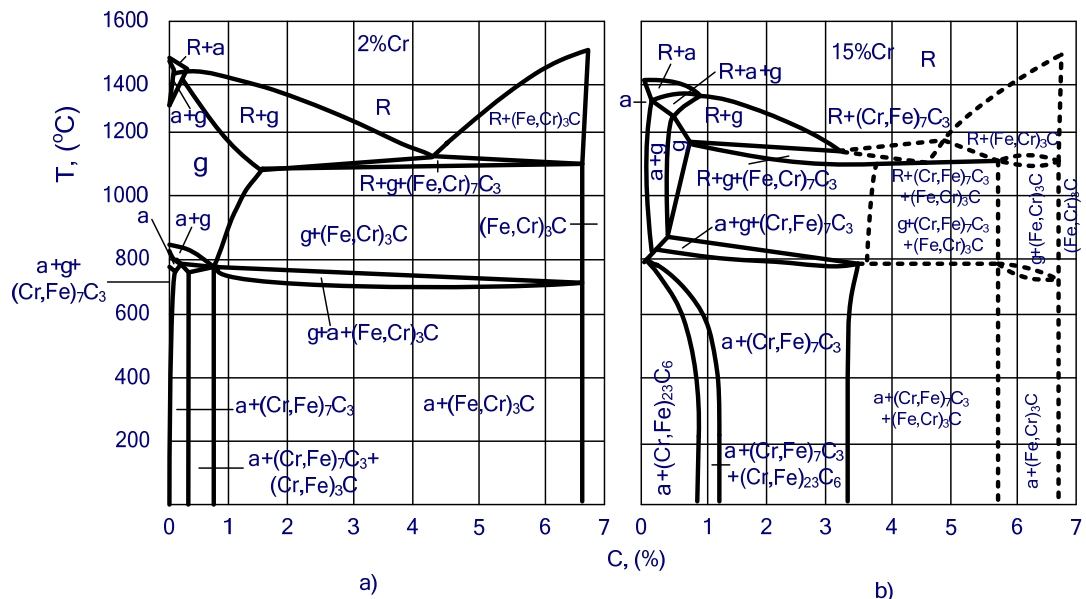
Karbid $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ srećemo u perlitnim čelicima sa sadržajem hroma od 5% koji je znatno postojaniji od cementita Fe_3C . Zagrevanjem čelika u γ gvožđu rastvara ovaj karbid ispod temperature austenizacije. Karbid $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ i $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ obrazuje se u čelicima martenzitnih i austenitnih vrsta. Temperatura dislokacije ovih karbida leži ispod 1200°C .

Karbid $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ ima ga samo kod visokolegiranih legura Fe-C, dok se kod legura sa velikim sadržajem hroma mogu pojaviti istovremeno nekoliko vrsta karbida.

Kod povećanog sadržaja hroma prvo se javlja karbid $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, zatim karbid $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ i na kraju $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$.

Radi ilustracije prikazani su dijagrami stanja Fe-C-Cr sa sadržajem Cr 2% (sl. 5.a) i sadržajem Cr 15% (sl. 5.b). Kod niskog sadržaja hroma γ -oblast uočava se čak i kod bezugljeničnih legura, a kod niskog sadržaja ugljenika i visokog sadržaja hroma zapaža se neprekidan niz α -čvrstih rastvora od temperature topljenja do sobne temperature.

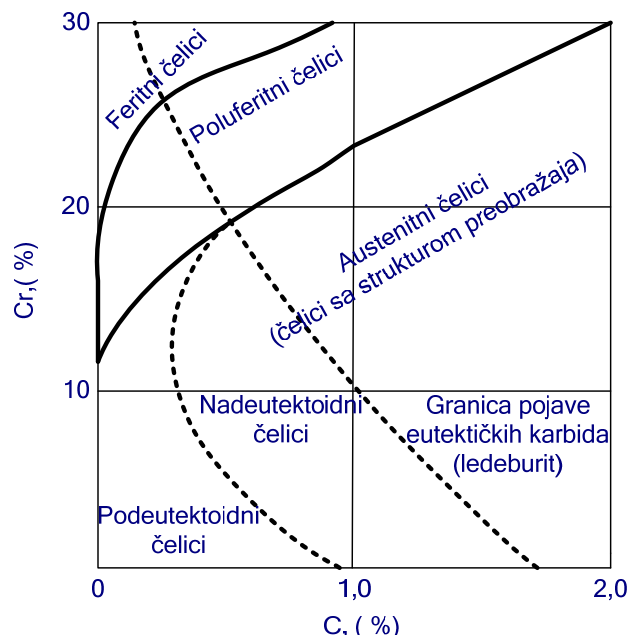




Slika 5 Vertikalni presek dijagrama stanja Fe – C – Cr, a) Cr=2%, b) Cr=15% [32]

Legure gvožđe - hrom u oblasti srednjih koncentracija su takođe feritne strukture posle brzog hlađenja. Kada se legure sporo hlade sa temperature 1000°C ili pak žare u dugom vremenskom periodu na 600 do 800°C stvara se novi tvrdi i kruti strukturni konstituent tj. jedinjenje FeCr. Pojavom ovog jedinjenja legura postaje toliko krta da je tehnički neupotrebljiva. Ovo jedinjenje moguće je ponovo prevesti u rastvor žarenjem na 1200°C, a zatim brzim hlađenjem pri čemu se dobija ponovo feritna struktura.

Na osnovu sadržaja ugljenika, hroma prema strukturi može se izvršiti klasifikacija čelika (sl. 6).

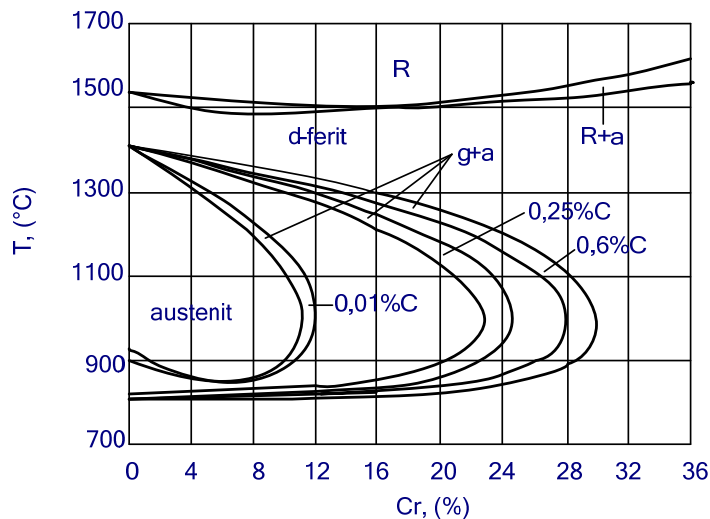


Slika 6 Strukturni dijagram hromom legiranih čelika [6]



Pri ovome se ne uzima u obzir priroda karbida, ali se može uočiti rastvorljivost karbida što se odražava u sužavanju γ -oblasti pod uticajem hroma.

Trojna legura Fe-Cr-C uslovljene su u osnovi suženjem γ -oblasti i obrazovanjem specijalnih karbida. Od količine ugljenika i hroma zavisi širina γ -oblasti. Ako bi se načinio isečak sa dijagrama stanja Fe-Cr na delu γ -oblasti može se uočiti da se pod uticajem ugljenika oblast γ -čistog rastvora širi i ne zatvara se pri 12,8% Cr kao u dvokomponentnim legurama, već pri višim sadržajima hroma (sl. 7).



Slika 7 Uticaj ugljenika na širinu γ -oblasti legure Fe-Cr [32]

To se objašnjava time da ugljenik snižava preobražajnu temperaturu A_3 , a podiže temperaturu A_4 suprotno od uticaja hroma. Pored toga, pri obrazovanju nitrida γ -čvrsti rastvor osiromašuje se sadržajem hroma.

Kod hromovih čelika karbid hroma Cr_7C_3 može da sadrži i do 55% Fe [6]. Ovaj specijalni karbid se pri austenizaciji sporo rastvara, a pri hlađenju takođe sporo ponovo izdvaja.

Grupa nadeutektičkih hromovih čelika pored perlita sadrže još i sekundarni cementit. Karbidi kod niskolegiranih čelika su mešoviti karbidi gvožđa i hroma $(Fe,Cr)_3C$. Ovakvi čelici mogu da sadrže do 13% Cr. U ovu vrstu čelika spadaju i čelici koji su otporni na koroziju.

Kada legura sadrži veću količinu hroma i ugljenika čelici postaju ledeburitni. Brzim hlađenjem postiže se razlaganje austenita pa se struktura sastoji od primarnih γ -zrna sa ledeburitom po granicama. Pri žarenju i sporom hlađenju austenit se razlaže na ferit i karbid, pri čemu se izdvajaju znatne količine karbida.

Ako legura sadrži mali procenat ugljenika i visok sadržaj hroma tada se čelici sastoje od hrom-ferita i karbida.

Sadržaj hroma u čeliku čak i pri malom sadržaju povećava zateznu čvrstoću čelika. Nadalje hrom snižava kritičnu brzinu hlađenja pa na taj način značajno povećava prokaljivost.



Povećan sadržaj hroma doprinosi postojanosti i na povišenim temperaturama. Ako se ovakvim čelicima doda silicijum i aluminijum tada se ovakvim čelicima povećava vatrootpornost. Zbog pomeranja tačaka transformacije ka višim temperaturama hromovi čelici su pogodni za meko žarenje. Zbog toga se ovi čelici kale na višim temperaturama. Poznato je da dodatak hroma čelicima povećava korozionu otpornost. Pri većim sadržajima hroma od 12% i niskog sadržaja ugljenika naglo se povećava otpornost na koroziju prema vodi, vrelin gasovima i raznim rastvorima. Na ovome se zasniva značaj hroma u čelicima radi povećanja korozione sposobnosti.

Zbog odlične antikorozone sposobnosti primenjuju se hromovi čelici za poboljšanje i sa većim sadržajem hroma. Npr. x20Cr21.3 sa 0,2% C , koji se koristi za izradu turbinskih lopatica, klipnih poluga, delova pumpi i sl. Posle poboljšavanja ovog čelika (zagrevanje na 920°C, otpuštanje na 700°C u trajanju od 2 sata), čvrstoća iznosi 750 MPa, napon tečenja 600 MPa, izduženje 20%, kontrakcija 65%, i udarna žilavost 80 J/cm².

Kako bi se izbegla krtost pri otpuštanju, ovim čelicima se često dodaje molibden od 0,15% do 0,30%. Time se poboljšava i prokaljivost, žilavost i postojanost prema otpuštanju.

Molibden jače nego hrom potiskuje nastajanje perlita i transformaciju austenita premešta u oblast beinita. Primera radi čelik 15CrMo6.4 sa 0,15% C se upotrebljava za izradu kotlova za radne temperature do 530°C.

S obzirom na to da hrom kao legirajući element daje dobru prokaljivost i dobre mogućnosti poboljšavanja to su hromni čelici našli veliku primenu kao konstrukcioni čelici (čelici za cementaciju i poboljšanje) i kao alatni čelici.

Najvažniji hromov legirani čelik je čelik za ležajeve. Ovaj čelik u kaljenom stanju ima visoku tvrdoću (HRC=65), veliku otpornost prema habanju i elastičnost.

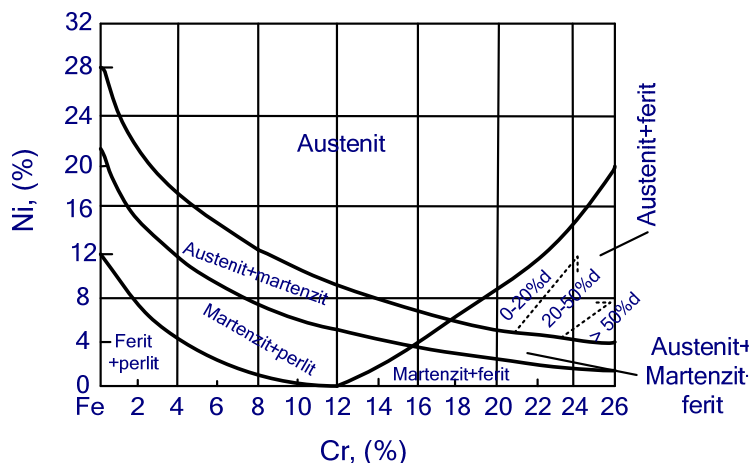
Dodavanjem hromnim čelicima nikla u različitim odnosima mogu se dobiti čelici sa visokim potrebnim svojstvima. Pri niskom sadržaju hroma i nikla čelici imaju feritno-perlitnu strukturu. Kod srednjeg sadržaja hroma i niskim sadržajem nikla čelici imaju martenzitno-perlitnu strukturu, a sa porastom sadržaja nikla čelici imaju martenzitno-austenitnu strukturu i sa daljim rastom nikla imaju čisto austenitnu strukturu (sl. 8).

Pri višim sadržajem hroma javlja se δ -ferit, a struktura se posle kaljenja sastoji od martenzita + δ -ferita, austenita+martenzita+ δ -ferita ili od austenita + δ -ferita.

Kada se u leguri nalaze jednovremeno oba legirajuća elementa, hrom i nikal, tada se kod feritnih čelika značajno poboljšava čvrstoća i prokaljivost u odnosu kada je u leguri samo jedan legirajući element.

Od hrom-nikal čelika feritno-perlitne strukture najčešće u upotrebi su čelici za cementaciju i poboljšanje.





Slika 8 Struktura čelika sa hromom i niklom (Maurerov dijagram) [6]

Iz austenitne grupe ovih čelika najpoznatiji je visokolegirani čelik X12CrNi18.8. Ovaj čelik pored visokog sadržaja hroma i nikla sadrži 0,15% C. Posle zagrevanja na 1050°C i kaljenjem u vodi ili na vazduhu dobija zateznu čvrstoću između 550 do 750 MPa, napon tečenja od 250 do 350 MPa, izduženje 60% i kontrakcija 65%. U suštini ovo je visokolegirani nerđajući čelik. Osobine ovog čelika su postojanost na vazduhu, u vodi i mnogim hemijskim rastvorima, visoka žilavost, čvrstoća i otpornost na udare na niskim temperaturama, visoka sposobnost otvrdnjavanja pri deformisanju, vatrootpornost i čvrstoća na povišenim temperaturama. Dobra osobina ovog čelika je olakšana zavarljivost.

Pomenuti čelik je iz grupe austenitnih čelika koji se odlikuju niskim naponom tečenja i vrlo dobrom sposobnošću za hladnu plastičnu deformaciju. Otvrdnjavanje ovih čelika je više izraženo nego kod feritnih i feritno-perlitnih čelika. Ova osobina proizilazi stvaranjem martenzita od metastabilnog austenita.

Vatrootpornost austenitnih čelika sa hromom i niklom takođe je veoma značajna. Čelici sa 25% Cr i 20% Ni postojani su na temperaturama i do 1200°C. Razlog ovome je što je temperatura rekristalizacije pomerena naviše.

Razmatrajući uticaj hroma i ugljenika kao i analizom dijagrama stanja Fe-Cr, Cr-C, Fe-C-Cr, strukturnih dijagrama u funkciji uzajamnog odnosa hroma i ugljenika, uticaja hroma i ugljenika na širinu γ -oblasti izvršena je klasifikacija legura na legure sa faznim preobražajima γ - α , legure bez faznog preobražaja i legure sa delimičnim faznim preobražajem. Na osnovu toga možemo izvršiti podelu čelika na: martenzitne i perlitne vrste, feritne i poluferitne vrste. Pri čemu pojedine grupe čelika se mogu podeliti na karbidne i ledeburitne vrste čelika.

Visikohromna bela livena gvožđa koriste se za izradu delova gde je potrebno povećanje otpornosti na habanje, za direktnu primenu u sirovo odlivenom stanju.

Uticaj visokog sadržaja hroma na transformaciju austenita u toku očvršćivanja i u toku termičke obrade nije kvantitativno isti. Naime kaljivost austenita u livenom stanju je bitno veća nego posle termičke obrade pri istom sadržaju legirajućih elemenata [18]. Kod visokohromnih belih livenih gvožđa kaljivost je određena podešavanjem sadržaja



legirajućih elemenata koji se dodaju u cilju sprečavanja perlitne transformacije za određenu brzinu hlađenja. Mada je uticaj pojedinih legirajućih elemenata uglavnom poznat kao uticaj molibdena, mangana, nikla i bakra na transformaciju i karakteristike kaljivosti austenita u legurama Fe-C-Cr sa visokim sadržajem hroma već prilično poznat i sličan kao kod ugljeničnih čelika ipak postoji neka razlika, a sa tim i potreba za nekim daljim istraživanjima radi boljeg razumevanja ove problematike u kvalitativnom smislu.

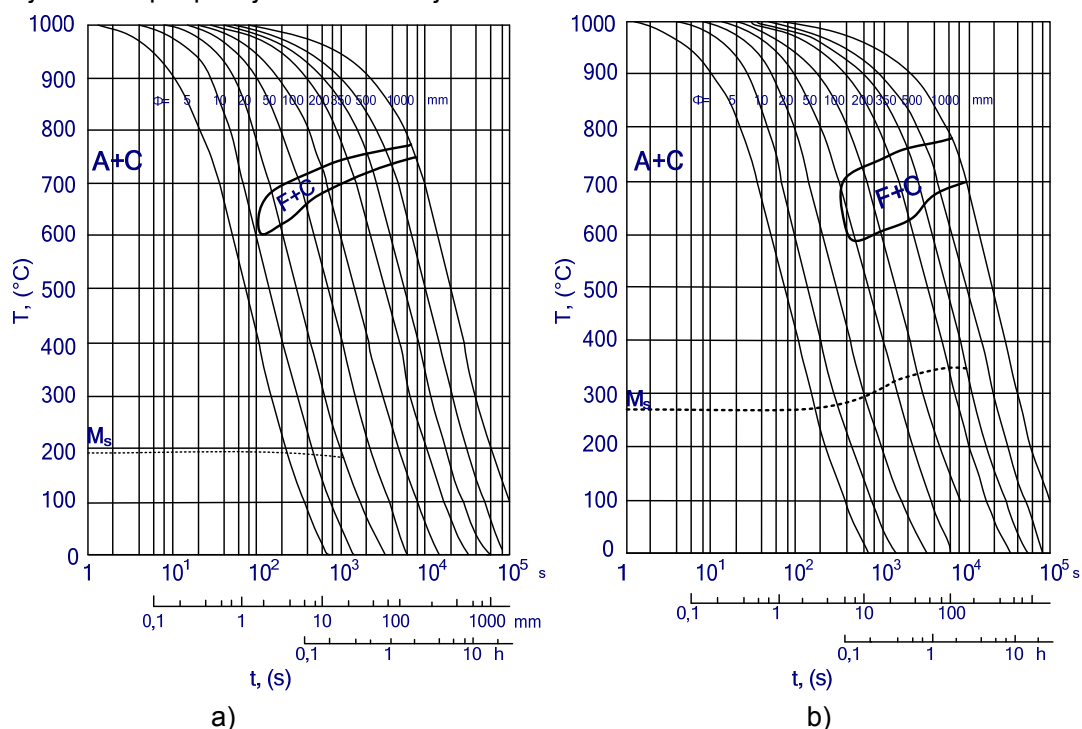
Dosadašnja istraživanja su pokazala da legirajući elementi utiču ne samo na transformaciju austenita u perlit već i na M_s -temperaturu, količinu i stabilnost podhlađenog austenita što se najbolje može sagledati iz IRA i KH dijagrama.

Morotray je proučavao uticaj ugljenika, hroma i molibdena na kinetiku transformacije pri kontinualnom hlađenju čelika sa austenitnom mikrostrukturom osnove u livenom stanju i nakon zagrevanja na temperaturi 1150°C (temperatura reaustenizacije) u trajanju 20 min. Posle destabilizacije zadržavanjem 20 min na temperaturi 1000°C uzorci su kontinualno hlađeni različitim brzinama na vazduhu.

Sa povećanjem sadržaja hroma u leguri, a pri istom sadržaju ugljenika perlitna oblast se pomera udesno, M_s - temperatura se povećava, a martenzitna oblast se proširuje tj. martenzit je prisutan u strukturi i pri sporijem hlađenju što je vidljivo na KH dijagramu prikazanim na slikama 9.a i 9.b.

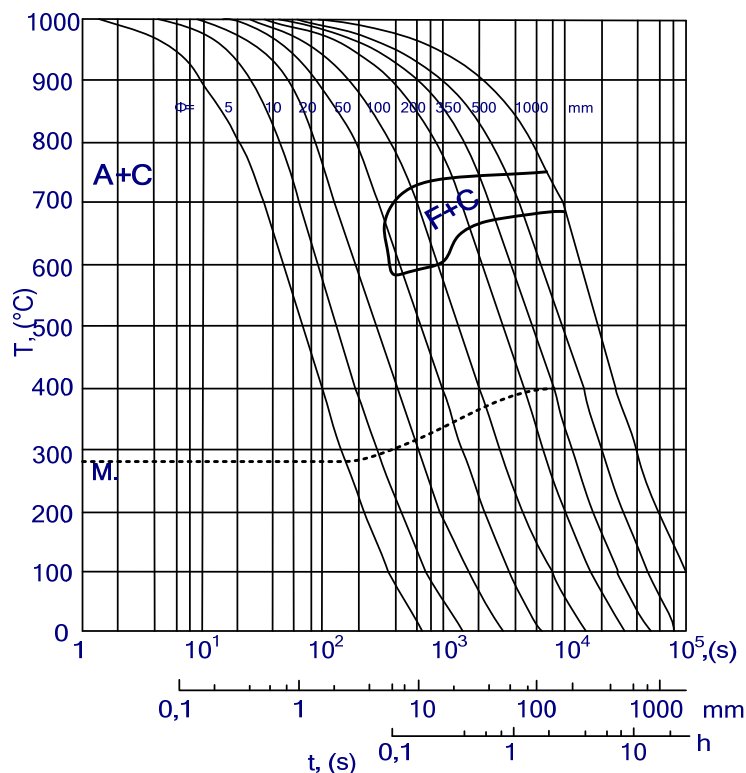
S druge strane sa smanjenjem sadržaja ugljenika, a za istu koncentraciju hroma u leguri zapaža se znatno veći stepen transformacije austenita u perlitnoj oblasti za iste brzine hlađenja, a M_s - temperatura se povećava (sl. 10).

Beinitna transformacija austenita pri kontinualnom hlađenju za pomenute uslove zapažena je samo kod manjeg broja proučavanih legura, uglavnom kod molibdena, pošto ovaj element pospešuje transformaciju austenita u beinit.



Slika 9 KH dijagram Fe-Cr-C legure sa 2,65%C i a) 12,65%Cr ; b) 20,75%Cr [18]





Slika 10 KH dijagram Fe-C-Cr legure sa 2,08%C i 20,55% Cr [18]

Cais je proučavao uticaj legiranja samo sa molibdenom (do 2,9%), a zatim i u kombinaciji sa manganom (do 3%), bakrom (do 1,7%) i niklom (do 2%). Pratio je kinetiku transformacije austenita pri kontinualnom hlađenju legure gvožđa sa sadržajem 2,9% C i 17,5% Cr s ciljem da se što bolje sagleda uticaj ovih elemenata na kaljivost austenita. Tretman je bio sličan kao kod Motatray-a. Dobijeni dijagrami su kvalitativno slični ali se kvantitativno dosta razlikuju. Legirajući elementi sužavaju i pomeraju oblast perlitne transformacije ka dužim vremenima, proširuju oblast, martenzitno – beinitne i beinitne transformacije i na duža vremena, odnosno na sporije brzine hlađenja i snižavaju M_s temperaturu. On je ustanovio da sa povećanjem sadržaja legirajućih elemenata njihov uticaj na kinetiku transformacije austenita je sve izraženiji, ali zavisnost nije linearna. Kao zaključak njegovih istraživanja treba naglasiti da dominantan uticaj na transformaciju austenita ima izdvajanje sekundarnih karbida. Taloženje predhodi martenzitnoj, beinitnoj i perlitnoj transformaciji u toku kontinualnog hlađenja srednjim i manjim brzinama i praćeno je lokalnim smanjenjem sadržaja ugljenika i karbidotvornih elemenata u austenitu što prouzrokuje postepeno povećanje M_s temperature.



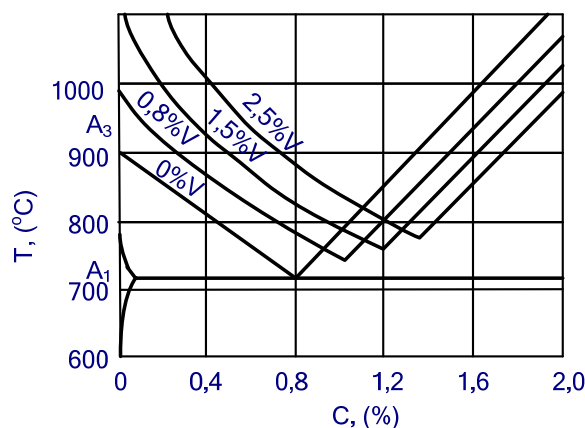
2.1.2.5 . UTICAJ VANADIJUMA

Vanadijum je element koji obrazuje karbide. Kada je njegov sadržaj u visokohromnom livenom gvožđu mali, vanadijum može zameniti hrom u karbidnoj fazi što dovodi do povećanja sadržaja hroma u metalnoj matrici. Povećanje sadržaja hroma u metalnoj matrici može efikasno da spreči formiranje perlita i da poveća formiranje austenita u metalnoj matrici [27]. Kada je sadržaj vanadijuma veći od 4% jedan broj karbidnih čestica sa velikim sadržajem vanadijuma će se taložiti. Ovo taloženje čestica može se javiti u sirovo odlivenom stanju u obliku fino dispergovanih sekundarnih karbida, što smanjuje sadržaj ugljenika i hroma u metalnoj matrici, povećava početnu temperaturu austenitne transformacije i pospešuje formiranje martenzita [27]. U ovakvom slučaju u sirovo odlivenom stanju može se dobiti tvrdoća preko 60 HRC ali istovremeno može da raste abrazija [33].

Vanadijum ne deluje uvek povoljno na viskohromno belo liveno gvožđe. Primera radi, ako je u livenom gvožđu sa sadržajem 30% Cr i sadržaj vanadijuma do 5% metalna matrica je feritna što štetno utiče na otpornost na habanje i povećava tendenciju ka formiranju oksida [33].

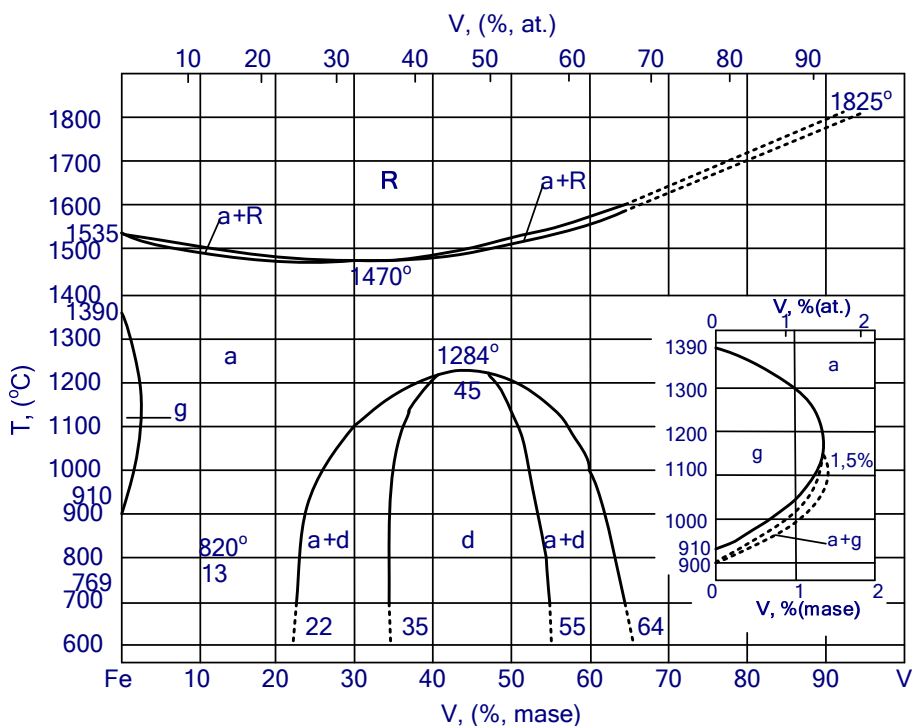
Vanadijum je čest legirajući element sa gvožđem. Pripada grupi elemenata koji sužavaju γ -područje čak izrazitije nego volfram i molibden. On slično kao i molibden, poboljšava osobine čelika sa hromom, sprečava rast zrna i čini čelike neosetljivim prema pregrevanju. Vanadijum povećava dinamičku čvrstoću, granicu zamaranja i otpornost prema puzanju. Primera radi, čelik sa hromom i vanadijumom sa 0,5% C, 1% Cr i 0,2% V ima visoku granicu elastičnosti i veliku otpornost na puzanje. Ova osobina ovog čelika omogućuje da se može upotrebiti za izradu opruga za rad na povišenim temperaturama.

Povećanjem sadržaja vanadijuma temperatura A_3 značajno je višlja dok se temperatura A_4 spušta. Na primer, kod čeličnog liva pri sadržaju 1,5% V zatvara se γ -područje (sl. 11) [6,32].



Slika 11 Uticaj ugljenika na γ - područje u leguri Fe-V [6]





Slika 12 Dijagram stanja sistema Fe – V [32]

Sa dijagrama stanja Fe-V uočljivo je da je vanadijum sa gvožđem potpuno rastvorljiv kako u tečnom tako i u čvrstom stanju. Pri sadržaju vanadijuma 30 - 60% javlja se intermetalno jedinjenje Fe-V čiji je sastav promenljiv i to je takozvana σ -faza u kojoj se rastvara gvožđe i vanadijum. Ova pojava je izražena samo pri visokim sadržajima vanadijuma. Kod legiranih čelika ova pojava nema ili se vrlo retko sreće [32].

Kod legiranih ugljenično vanadijumskih čelika γ - područje se zatvara pri većem sadržaju vanadijuma [32] jer se ugljenik veže sa vanadijumom u teškotopljive karbide. Pri tome se čvrst rastvor osiromašuje na račun vanadijuma (sl. 12).

Vanadijum je takođe izrazito karbidotvoran element. U čeliku stvara karbide tipa VC, V_4C_3 u zavisnosti od količine sadržaja vanadijuma.

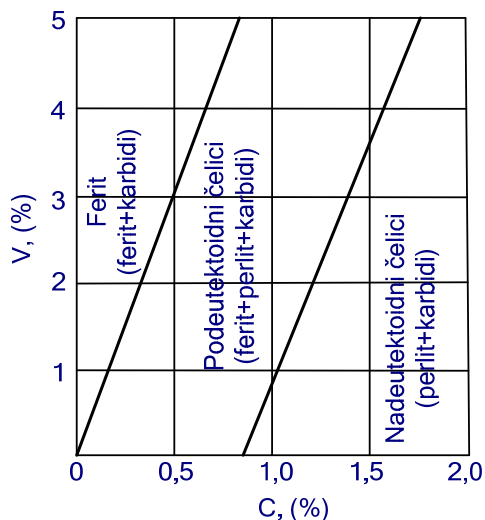
Visok sadržaj vanadijuma u čeliku zahteva više sadržaja ugljenika da bi čelik sigurno imao perlitnu strukturu. Ovo je jasno vidljivo sa strukturnog dijagrama čelika legiranog vanadijumom.

Kod niskougljeničnih čelika sa visokim sadržajem vanadijuma, sav ugljenik se vezuje za karbide vanadijuma i na taj način se dobija struktura ferita i karbidi vanadijuma uz potpuno odsustvo perlita.

Vanadijum zadržava rast kristala austenita pri zagrevanju i pri vrlo malim sadržajima. Time se dobija sitnozrnasta struktura čelika pri sekundarnoj rekristalizaciji.

Kod kaljenih čelika vanadijum utiče na dobijanje sitnoigličastog martenzita, koji nije tako krk kao kod čelika bez vanadijuma. Kritična brzina kaljenja i dubina prokaljivosti vanadijumovih čelika zavisi od temperature zagrevanja pre kaljenja.





Slika 13 Strukturalni dijagram čelika legiranog vanadijom [32]

Za odlivke čeličnog liva legiranih i vanadijom poznato je da oblikuju sitnozrnastu strukturu primarne kristalizacije [32]. Pored toga, vanadijum utiče i na ravnomernost sekundarne kristalizacije i na smanjenje nehomogenosti zbog dentritne segregacije.

Ovakav uticaj vanadijuma se objašnjava time što se karbidi vanadijuma vezuju sa ugljenikom u karbide i sprečavaju izlučivanje karbida.

Vanadijum se koristi i kod legiranja brzoreznih alatnih čelika kako bi se povećala količina ledeburita koja je jako važna jer ledeburitni karbidi imaju visoku tvrdoću, a što je kod reznih alata neophodno. Pored toga, vanadijum ovim čelicima povećava postojanost pri otpuštanju.

Detaljan uticaj vanadijuma na čelike nije opisan u literaturi. Uticaj vanadijuma kao legirajućeg elementa je samo delimično opisan [6,32]. Iz tog razloga cilj ovih istraživanja je da se još dalje prouči uticaj vanadijuma za neke vrste čelika sa graničnim sadržajem ugljenika. Istraživanja na čeličnim legurama i livenim gvoždima u cilju povećanja žilavosti su i danas intenzivna i to dodavanjem osnovnoj leguri Fe-C-Cr vanadijuma, niobijuma, bakra, aluminijuma i sl. Na polju ovakvih istraživanja ima značajnih radova [5,11,27,34,35,36,37,38].

Livenje delova od vanadijumovog čelika u suštini se ne razlikuje od livenja ugljičnih čelika i čelika legiranih molibdenom. I vanadijum kao i molibden snižava livkost čelika. Skupljanje čelika vanadijumom je slično ugljičnim čelicima, a kod kompleksno legirajućih čelika sa vanadijumom najjači uticaj ima osnovni legirajući element.

Poslednjih godina izvršena su značajna istraživanja legura Fe-C-Cr-V sa visokim sadržajem ugljenika blizu 3%.

U radu [38] prezentirana su istraživanja na visokohromnim belim livenim gvoždima koja spadaju u materijale izrazito otporne na habanje. U zavisnosti od namene koriste se legure Fe-C-Cr sa različitim sadržajem hroma od 10 do 35% i ugljenika od 1,5 do 3,5%. Mikrostruktura ove legure u livenom stanju čine primarni dendriti austenita, koji može biti



delimično ili potpuno transformisan u ili heksagonalni primarni karbidi M_7C_3 ili u eutektikum γ -Fe- M_7C_3 .

Kod izrade delova ovakvih legura najveći problem je ostvariti visoku otpornost na habanje uz istovremeno visoku otpornost na dinamički udar. Ovo su najčešće dva suprotno postavljena zahteva. Rešenja su tražena u više pravaca i to kroz postizanje određene strukture metalne osnove (potpuno martenzitne), a što se može postići visokotemperaturnom termičkom obradom, zatim u pravcu izučavanja uticaja legirajućih elemenata molibdena, mangana, nikla i bakra pojedinačno ili kombinovano [39,40,41,42]. Poslednja istraživanja idu u pravcu izučavanja legiranjem izrazito karbidotvornim elementima kao što su volfram, niobijum, vanadijum i titan [43,44]. Dobijeni rezultati su često oprečni pa su saznanja o tome oskudna.

Vanadijum kao legirajući element je posebno značajan jer postoje podaci o njegovom dvostrukom uticaju [38] kako na stabilnost austenita tako i na stereološke karakteristike faza prisutnih u strukturi.

Ispitivana legura visokohromnog belog livenog gvožđa [38] je hemijskog sastava 2,89% C, 19,03% Cr, 0,48% Mo, 0,99% Cu, 0,85% Si i 0,71% Mn, a vanadijum je variran u širokom rasponu od 0,12 do 4,73%. Pri navedenim ispitivanjima [82] konstatovano je da sa povećanjem sadržaja vanadijuma u visokohromnom belom livenom gvožđu udeo primarnog austenita se smanjuje, a udeo eutektičkog M_7C_3 i vanadijumovog V_6C_5 karbida se povećava. Sa porastom brzine hlađenja udeo primarnog austenita u strukturi ispitivanih legura se smanjuje, a udeo eutektičkog karbida se povećava. Količina V_6C_5 karbida se smanjuje sa povećanjem brzine hlađenja (tab. 2).

Tabela 2 Zapreminski udeo faza u strukturi legure u f-ji brzine hlađenja [38]

Zapreminski udeo	Zapreminski udeo, vol. %											
	$v_n=1^\circ\text{C/s}$				$v_n=2^\circ\text{C/s}$				$v_n=3,5^\circ\text{C/s}$			
	PA*	eutektikum		V_6C_5	PA	eutektikum		V_6C_5	PA	eutektikum		V_6C_5
		M_7C_3	EA*			M_7C_3	EA*			M_7C_3	EA*	
1	50,83	30,97	18,20	-	47,74	32,70	19,56	-	45,01	33,98	21,01	-
2	50,82	30,89	18,29	NA*	47,03	33,15	19,82	NA	44,68	34,13	31,19	NA
3	49,41	31,21	18,55	0,83	46,35	33,26	19,91	0,48	44,02	34,37	21,26	0,35
4	47,48	31,96	18,98	1,58	44,90	33,81	20,31	0,98	42,41	35,18	21,63	0,78
5	45,76	32,82	19,11	2,31	42,64	34,86	20,87	1,63	40,07	36,14	22,38	1,41
6	42,09	34,31	20,48	3,12	39,56	36,18	21,64	2,62	37,19	37,36	23,16	2,29
7	39,15	35,47	21,11	4,27	36,07	37,62	22,53	3,78	33,73	38,92	24,08	3,27

*PA-primarni austenit, EA – eutektički austenit, NA-nije analizirano

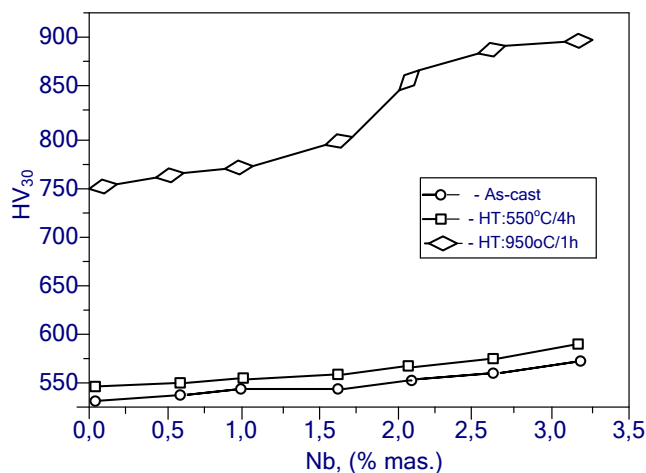
Dobijeni rezultati su pokazali da vanadijum utiče na finoću mikrostrukture Fe-C-Cr-V visokolegiranih hromnih gvožđa. Promene zapreminskog udela veličine i morfologije prisutnih faza u mikrostrukturi legure ukazuje da sa povećanjem sadržaja vanadijuma sastav legure se približava eutektičkom u četvorokomponentnom Fe-C-Cr-V sistemu što utiče na smanjenje temperaturnog intervala očvršćivanja. Ako se temperaturni interval kristalizacije smanji tada će oko primarnih kristala γ -faze stvoriti temperaturni i koncentracijski uslovi za formiranje eutektičkih kolonija čime će se dalji rast γ -faze biti



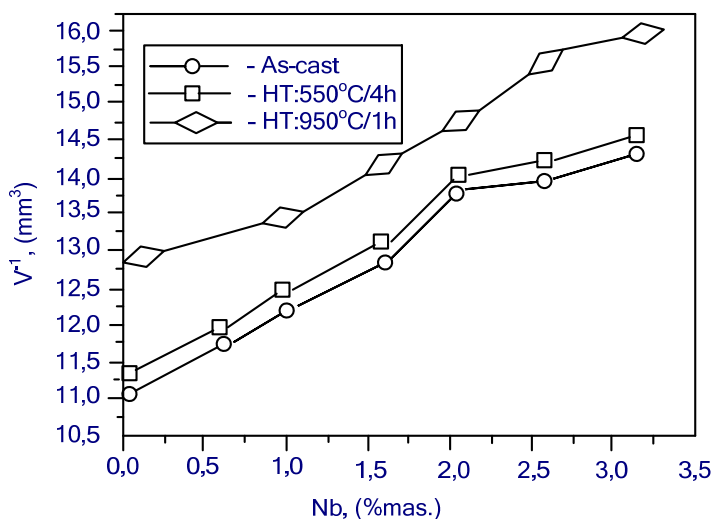
zaustavljen. Pored toga formiranje vanadijumovog karbida u toku kristalizacije dendrita primarna γ -faze sprečava i blokira njihov rast. Efikasnost zavisi od zapreminskog udela, veličine i raspodele karbida vanadijuma [38].

U cilju da se povećaju mehanička svojstva visokohromnih gvožđa, a prvenstveno da se poveća otpornost na habanje i žilavost dodaje se niobijum. Niobijum pozitivno utiče na mikrostrukturu. Žilavost pomenutih legura posle viskotemperaturnog termičkog tretmana je manja nego u livenom stanju [34] iz razloga što metalna osnova sadrži značajnu količinu martenzita koja ne daje dobre rezultate u pogledu žilavosti. Iz tog razloga autor [34] podvrgava leguru sadržaja 2,96% C, 16,3% Cr, 0,92% Mo, 0,85% Cu, 0,62% Si i 0,98% Mn legiranu sa različitim sadržajem niobijuma od 0,62% do 3,17% i dve termičke obrade, viskotemperaturne do 950°C uz zadržavanje od 1h na ovoj temperaturi, a zatim hlađenje na mirnom vazduhu do sobne temperature i zagrevanju do 550°C uz zadržavanje na ovoj temperaturi u trajanju od 4h, a zatim hlađenje na mirnom vazduhu do sobne temperature.

Rezultati tvrdoće i otpornosti na habanje i žilavosti legure Fe-C-Cr-Nb u livenom stanju i posle termičkog tretmana prikazani su na slici 14 [34].



Slika 14 Tvrdoća u f-ji sadržaja niobijuma u leguri [34]

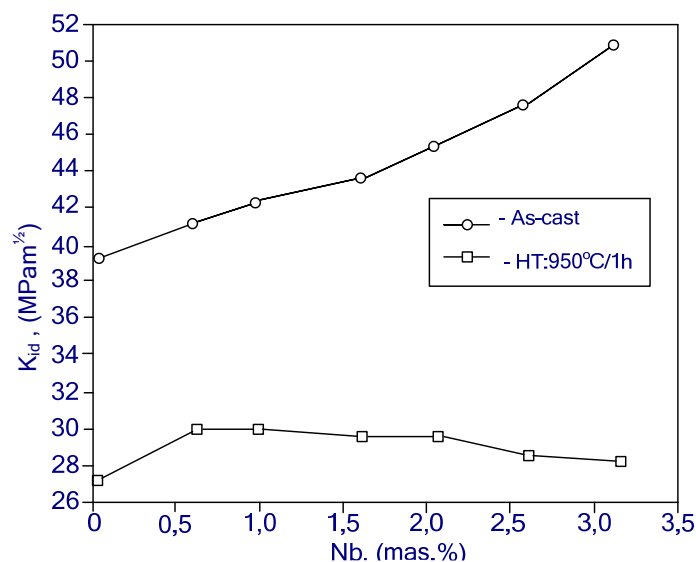


Slika 15 Otpornost na habanje u f-ji sadržaja niobijuma u leguri [34]



Na osnovu izmerenih veličina i dijagrama prikazanih na slikama 14 i 15 može se zaključiti da je uticaj niobijuma značajan na tvrdoću legure tek pri sadržaju od 1,5%. Međutim, otpornost na habanje značajno raste sa porastom sadržaja niobijuma.

Što se tiče žilavosti niobijum ima značajan uticaj time što povećava žilavost. Žilavost loma u visokohromnim belim livenim gvoždima je determinisan sposobnošću metalne osnove da usporava širenje krtog loma M_7C_3 karbida od jedne karbidne čestice do druge. Žilavija austenitna osnova očigledno je efikasnija u usporavanju širenja mikroprslina od martenzitne mikrostrukture osnove (sl. 16) [34].



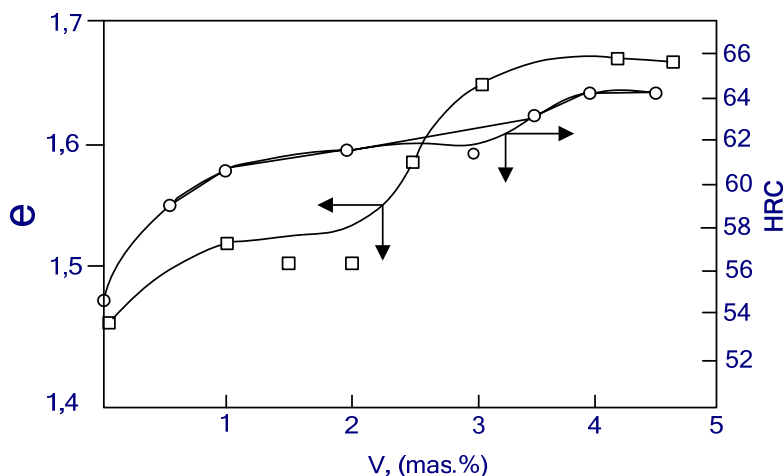
Slika 16 Žilavost u funkciji sadržaja niobijuma u leguri [34]

Kod legura Fe-C-Cr je skoro pravilo da se sa povećanjem tvrdoće žilavost smanjuje. Međutim, sa povećanjem sadržaja niobijuma u sistemu Fe-C-Cr-Nb legura u livenom stanju se povećava i tvrdoća i žilavost. Ovo pak znači da predhodno pravilo ne važi i kod ove legure, pa parametar tvrdoće nije dovoljan za procenu žilavosti materijala [34]. Međutim, pri termičkoj obradi na 950°C žilavost opada pri većem sadržaju niobijuma.

Legiranjem visokohromnih gvožđa vanadijumom struktura postaje finija [45] što će se verovatno desiti i kod hromnih čelika. Usitnjavanje strukture se objašnjava uticajem vanadijuma pri procesu kristalizacije. Poznato je da ovaj legirajući element pomera likvidus i solidus temperature ka višim vrednostima. Temperature početka kristalizacije primarnih dendrita austenita i formiranje eutektikuma su na 1250°C i 1235°C u leguri Fe-C-Cr sa 15% Cr i 2,95% C koji ne sadrže vanadijum dok legura koja sadrži 5% vanadijuma formiranje eutektikuma se odvija na 1275°C i 1259°C. Osim toga vanadijum menja morfologiju eutektičkog karbida M_7C_3 . Sa porastom sadržaja vanadijuma radijalni raspored karbida postaje dominantniji, a dugačke i usmerene lamele kao i ploče se smanjuju [46].

Promene u strukturi nastale legiranjem visokohromnih gvožđa vanadijumom uticale su na povišenje tvrdoće i otpornosti na habanje abrazijom [46,47]. Udarna žilavost prema podacima Stefanescu pri tome se bitno ne menja.





Slika 17 Uticaj vanadijuma na relativnu brzinu habanja (ϵ) i tvrdoće (HRC) legure Fe-C-Cr [5]

Prema autoru [69] u legurama sa 35-30% Cr i vanadijuma višim od 5% osnova je feritna što samo po sebi utiče na smanjenje tvrdoće i otpornosti na habanje.

Na promenu morfologije karbida vanadijuma utiče titan kao legirajući element. Titan ima vrlo malu rastvorljivost u rastopini legure Fe-C-Cr pri visokom sadržaju hroma i pri tome se formiraju TiC karbidi na višim temperaturama što utiče na kristalizaciju karbida koji se kasnije formiraju. Obrazovni karbidi titana služe kao nukleusi VC karbida i utiču na njegov dalji rast pa se formira VC karbid u obliku nodula umesto štapića kako je to uobičajno.

Podaci o uticaju vanadijuma u literaturi nisu detaljno i pouzdano ispitani i u velikoj meri su zasnovani na pretpostavkama [5]. Ono što se sa sigurnošću može zaključiti da je vanadijum izrazito karbidotvorni element, utiče na formiranje vanadijumovog karbida i njegovu morfologiju kao i na stabilnost austenita.

Ispitivanja uticaja vanadijuma na mehanička svojstva visokohromnog belog livenog gvožđa [5] pokazala su da sa porastom sadržaja vanadijuma u leguri tvrdoća se povećava. Kako je navedeno u [5] u polaznoj leguri bez prisustva vanadijuma, a pri brzini hlađenja 1°C/s tvrdoća iznosi 535 HV, dok u leguri sa 1,19% V tvrdoća je 579 HV, u leguri sa 4,73% V tvrdoća iznosi 692 HV. Sa porastom brzine hlađenja uzoraka koji su liveni u peščanim kalupima sa 2 i $3,5^{\circ}\text{C/s}$ tvrdoća se smanjuje. Međutim, uzorci u obliku kugli prečnika 60 mm i hlađeni brzinom $2,6^{\circ}\text{C/s}$ sa različitim uslovima očvršćavanja dobijene vrednosti su veće. Tvrdoća takve polazne legure iznosi 573 HV, a legure sa 1,19% V iznosi 656 HV, a u leguri sa 4,7% V tvrdoća iznosi čak 742 HV (sl. 17).

Dodavanje vanadijuma čeličnim legurama izvodi se iz više razloga: usitnjavanje strukture čelika čime se postiže veća žilavost, povećanje otpornosti za rad na povišenim temperaturama, povećanje otpornosti legura na habanje, povećane tvrdoće i drugih manje važnih osobina.

Veoma aktuelna osobina čelika legiranih vanadijumom je povećana otpornost na habanje i abraziju uz visoku vrednost udarne žilavosti. U tom smislu sprovedena su zadnjih godina brojna istraživanja i to u više pravaca. Postavljeni zahtev je bio da se stvori



takva legura čija će površina biti jako tvrda, a jezgro žilavo. Na ovakav zahtev učinjeno je niz pokušaja da se na delovima koji su izrađeni od srednjeugljeničnih čelika čija bi žilavost bila zadovoljavajuća, njihova površina, koja je izložena habanju prekrije nekim drugim tvrdim materijalom ili nekom novom metodom postojeća površina ojača u smislu povećanja otpornosti na habanje. Brojni istraživači [48,49,50] pokušali su da otvrdnjavanje površine izvedu laserskim metodama. Druga grupa istraživača činila je pokušaje da površinu otvrdnu kaljenjem elektronskim snopom [51,52] ili plazma postupkom [53]. Metode koji su predložili pomenuti autori zahtevaju visoku tehnologiju i precizne kontrolne parametre obrade u cilju dobijanja idealnog učvršćenja mikrostrukture na površinski sloj. Zahtevanu opremu za ovakve tehnološke operacije mogu obezbediti samo najrazvijenije zemlje u svetu jer je oprema izuzetno skupa. Osim toga debljina površinskog sloja je mikrometarskih dimenzija koje ne mogu značajno produžiti radni vek delova. Kao bilo koja druga tvrda površina i ove površine se habaju. Posle habanja ovog tankog sloja mašinski deo bi ostao bez tvrde zaštite pa bi u nastavku habanje bilo van svake kontrole. Dakle ova skupa rešenja bi zadovoljila potrebe za tvrdoćom samo pojedinih proizvoda ali ne i onih koji rade u jako nepovoljnim uslovima abrazije i habanja kako je to navedeno u poglavlju 1.

Drugo nešto bolje rešenje je postavljanje kompozitnog sloja milimetarske veličine na površini dela izrađenog od livenog čelika. Ova tehnologija, poznata poslednjih godina kao *cast-in* karbidi. Brojni su autori koji su se poslednjih godina bavili ovom problematikom [54,55,56,57,58].

Suština ove nove tehnologije je slična prethodno pomenutim, a sastoji se u tome da se na površini dela livenog čelika nabaci kompozitni sloj Fe-VC-Cr₇C₃ koji se u suštini sastoji od karbida tipa VC i Cr₇C₃, kao ojačane faze i α-Fe kao matrice [54]. Kompozitni sloj je metalurški vezan za podlogu livenog čelika. Debljina ovog sloja kompozita nije jednaka po čitavoj debljini nanešenog sloja već se koncentracija kompozitnog sloja postepeno smanjuje počev od gornje površine prema unutrašnjosti.

U poređenju ovog kompozita sa osnovnim livenim metalom, on pokazuje visoku tvrdoću, poboljšanu otpornost na habanje, puzanje i zamor, a jezgro u ovom slučaju telo poseduje dobru žilavost i čvrstoću. Ove dve karakteristike kompozitnog sloja i jezgra livenog čelika daju dobru kombinaciju; povećanu površinsku tvrdoću i dobru žilavost jezgra, što garantuje produženi vek ovakvog dela u eksploatacionim uslovima.

U cilju formiranja VC i Cr₇C₃ kompozitni sloj materijala treba da sadrži povećani sastav V, Cr i C. Hemijski sastav ovakvog materijala prema [54] prikazan je u tabeli 3.

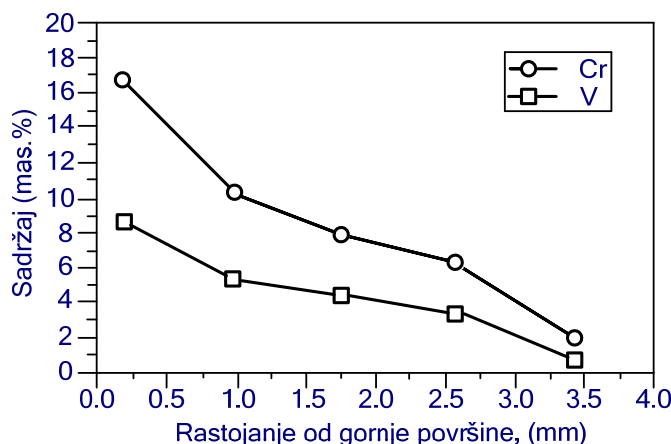
Tabela 3 Hemijski sastav kompozitnog premaza [54]

Legirajući elementi	V	Cr	C	Fe
Sadržaj, (%)	15	20	5.5	ostalo

Naneti materijal je visokokvalitetni metalurški prah presovan u sitne kuglice pod pritiskom 500 MPa. Kuglice se specijalnom metodom utiskuju u zid peska kalupa. Čelik u tečnom stanju na temperaturi 1600°C sipa se u kalup. Tečni metal topi metalurški prah i po površini dela stvara tvrde karbide stvarajući tako kompozitni sloj vezan za podlogu. Rendgenskom difrakcionom analizom i SEM mikroskopijom [54] je utvrđeno da su u



pitanju karbidi tipa, VC i Cr_7C_3 , $\alpha\text{-Fe}$ i malih tragova Cr_{23}C_6 karbida. Na slici 18 prikazana je promena sadržaja kompozita po dubini otvrdnute površine.



Slika 18 Sadržaj V i Cr od gornje površine kompozitnog sloja na podlogu livenog čelika [54]

Slika 18 prikazuje koncentraciju Cr i V i gradijent distribucije i ukazuju da je količina VC i Cr_7C_3 karbida smanjena postepeno sa vrha površine kompozitnog sloja na podlogu livenog čelika. Zapreminski udeo čestica je do 32%, veličine od 1 -3 μm .

Ispitivanja otpornosti na habanje koja su sprovedena u radu [54] pokazuju da kompozit koji sadrži VC i Cr_7C_3 karbide poseduje veliku otpornost na habanje. Poređenja koja su urađena u pomenutom radu [54] u odnosu na standardni liveni čelik pokazuju da je otpornost na habanje veći u proseku oko 9 puta.

Termodinamički proračun koji u pomenutom radu sproveden pokazuju da su VC karbidi veoma stabilni što ukazuje da se oni formiraju u prvoj fazi očvršćivanja. Zbog visokog sadržaja Cr (20 mas.%) koji je bio prisutan došlo je i do formiranja Cr_7C_3 , a ne Fe_3C jer Cr ima veću tendenciju ka formiranju karbida od Fe.

Karbidi tipa Cr_{23}C_6 su obično pokriveni fazom Cr_7C_3 zbog čega je skoro nemoguće indentifikovati te karbide mikrografom.

Kompozitni sloj ima veoma dobro metalurško vezivanje sa podlogom livenog čelika kao i odličnu otpornost na habanje.

Predstavljena metoda pored svojih dobrih rezultata (velika tvrdoća i otpornost na habanje, dobra žilavost čitavog dela) ima i određene mane. Visoki troškovi dobijanja metalurškog praha i skupa tehnološka rešenja ograničavaju njegovu široku primenu. Iz tog razloga i dalje su aktuelna istraživanja radi poboljšanja konvencionalnog načina dobijanja visokokvalitetnog livenog čelika sa dodatkom relativno malog procenta vanadijuma i posebno odabranim termičkim obradama. U tu svrhu grupa autora [55,56] vršila je ispitivanja sa čelikom Vanadis 4. koji je nabavljen u žarenom stanju čija se mikrostruktura sastojala od karbida tipa MC i M_7C_3 gde M označava metalni sastojak-karbida. Hemijski sastav visokolegiranog čelika sadrži 1,5% C, 1,0% Si, 0,4% Mn, 8,0% Cr, 1,5% Mo, 4,0% V. Čelik pomenutog hemijskog sastava nabavljen je u žarenom stanju u kome mikrostrukturu čelika čini ferit i karbidi tipa MC i M_7C_3 . Uzorci su austenizovani na 1020°C za 30 min, a kaljenje je izvršeno u ulju na sobnoj temperaturi, a

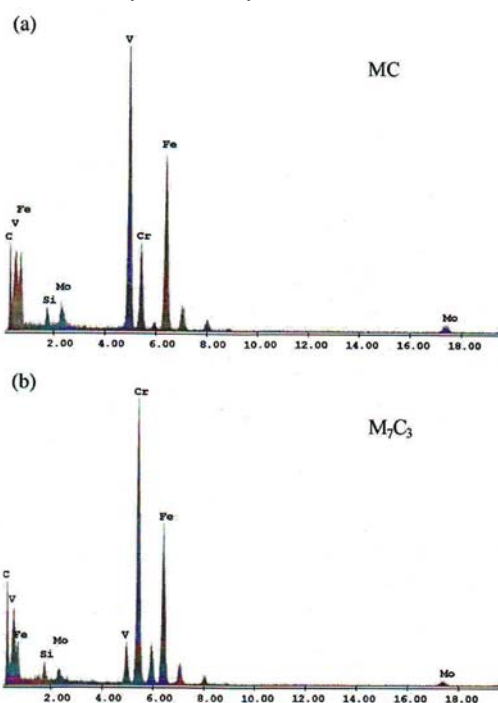


zatim žareni na temperaturama 400, 500, 550 i 700°C. Žarenje uzoraka izvršeno je izotermalno između 5 i 24 časova, a potom i ohlađeni u vodi.

Posle tretmana kaljenja mikrostruktura čelika je bila martenzitna sa nekim udelom austenita kao i mnogi nerastvoreni primarni karbidi koji su ravnomerno raspoređeni po strukturi. Proces žarenja obično dovodi do smanjenja tvrdoće i čvrstoće, zbog taloženja karbida gvožđa i ugljenika koji su prvobitno bili u čvrstom stanju u obliku martenzita. Kada čelik sadrži jake karbidotvorne elemente kao što su molibden, vanadijum i hrom, postoji mogućnost da se pomenute njihove osobine oporave takozvanim sekundarnim kaljenjem [59]. Elektronskom difrakcijom pokazalo se da su nerastvoreni karbidi tipa MC i M_7C_3 .

Spektralne analize pokazuju metalne sastojke u karbidu i to MC karbidi su obrazovani uglavnom od vanadijum karbida sa niskom koncentracijom gvožđa, hroma i molibdena, dok M_7C_3 karbidi sadrže velike količine po redosledu važnosti Cr, Fe, V.

Na slici 19 prikazani su disperzivni spektri za MC i M_7C_3



Slika 19 Tipične energije disperzivnog spektra za:
a) MC karbide i b) M_7C_3 karbide [59]

Žarenjem na 500°C postignut je najveći efekat ojačanja koji se pripisuje taloženjima V-bogatih MC, M_2C ili Mo karbida koji su u obliku trombocita ili igle dok M_7C_3 i M_3C imaju manji uticaj na jačinu. Sekundarni karbidi su izuzetno fini i gusti pa se smatra da je MC odgovoran za sekundarno otvrdnjavanje na 500°C.

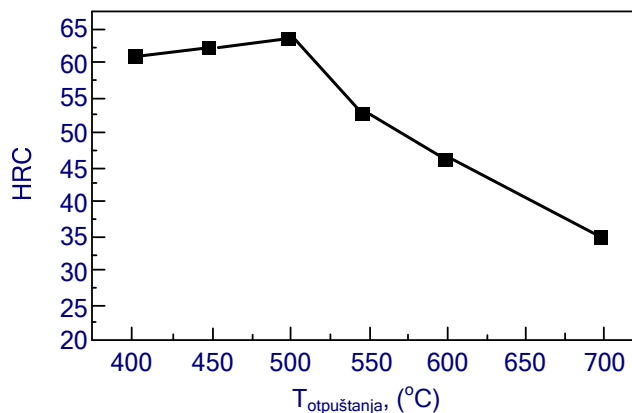
Žarenjem na 550°C u trajanju 2h pronađeni su, takođe, sekundarni karbidi i to tipa M_3C , a sadržaj ugljenika u matrici je niži nego ranije [55].

Žarenjem na 700°C u trajanju od 5 min nastale promene u mikrostrukturi martenzita postaju očigledne, a gustina dislokacija značajno je smanjena. Veličina taloga su indentifikovane kao M_7C_3 karbidi. Produžetkom žarenja na 700°C, feritna zrna se dalje



razgrađuju i mikrostruktura se sastoji od poligonalnih metalnih zrna ferita sa relativno grubim česticama od M_7C_3 , $M_{23}C_6$ i M_6C . Dakle pri ovim uslovima u leguri je izazvan rast karbida i to relativno brzo. Ferit koji je proizvod raspadanja martenzita, nasleđuje orijentacije i neke druge karakteristike martenzita za vreme transformacije. Produženim žarenjem na 700°C na 24h rezultira potpunom rekristalizacijom u eutektik ferita. Ustanovljeno je takođe da sa povećanjem žarenja, broj čestica po jedinici zapremine se smanjuje, a njihove veličine su povećane.

Na slici 20 prikazan je dijagram promene tvrdoće u zavisnosti od temperature žarenja.



Slika 20 Temperatura uzoraka posle kaljenja i žarenja [55]

Prema pomenutim autorima [55] tvrdoća se predloženim načinom žarenja povećava, takozvanim sekundarnim otvrdnjavanjem. Ova pojava se objašnjava veoma finom i gustom prirodom sekundarnih MC karbida. Prema pokazanim podacima sekundarno otvrdnjavanje je najveće na temperaturi žarenja 500°C , a daljim žarenjem na povećanim temperaturama tvrdoća naglo opada.

Oštar pad tvrdoće autori pripisuju taloženju M_3C karbida. Između 500 i 700°C autori ukazuju na sledeća sekvencijalna taloženja $MC \rightarrow M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$.

Pri SEM posmaranju identifikovan je karbid tipa M_7C_3 u gotovo svim uzorcima kaljenih na 700°C sa različitim vremenima držanja, što pokazuje visoku stabilnost ovog karbida u ispitivanom čeliku. Većina karbida je sferoidne forme dok $M_{23}C_6$ i M_6C karbidi imaju eliptičan oblik.



2.2. TERMIČKA OBRADA ČELIKA

Osnovni zadatak termičke obrade metalnih materijala je postizanje željenih osobina kao što su tvrdoća, čvrstoća, žilavost i stabilizacija. Ovaj vid obrade je naročito važan kao način za poboljšanje osobina čeličnih materijala. Primera radi kaljenjem i otpuštanjem srednjeugljeničnog čelika čvrstoća se može povećati 2-8 puta, a da se pri tome zadrži ili čak i poveća plastičnost i žilavost. Ovaj način obrade je relativno jednostavan, jeftin pa i ekonomičan.

Termička obrada čelika danas predstavlja značajan vid tehnološkog procesa u mašinstvu, industriji alata, automobilskoj industriji i drugim granama prerade metala. Primera radi termički se obraduju milioni tona čelika u obliku limova, šina, odlivaka, cevi žica kao i svi odgovorni delovi mašina. Termička obrada, takođe, nalazi veliku primenu u poboljšanju osobina livenog gvožđa i čeličnog liva.

Pri ovome treba naglasiti da se termičkom obradom ne poboljšavaju samo mehaničke osobine, već se u mnogim slučajevima ona primenjuje i za poboljšanje i fizičko-hemijskih svojstva metala i legura kao, na primer, magnetnih osobina čelika, otpornosti na koroziju nerđajućih čelika i vatrootpornosti čelika.

2.2.1. UTICAJ TERMIČKE OBRADE NA KARAKTERISTIKE VISOKOLEGIRANIH Cr-Mo ČELIKA

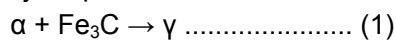
U prethodnim poglavljima razmatran je uticaj hemijskog sastava na strukturu, a samim tim i na mehanička svojstva visokolegiranih Cr-Mo čelika. Drugi važan parametar koji ima uticaj na svojstva ovih legura je primenjena termička obrada. Ali pre nego što razmotrimo teoriju i tehnologiju termičke obrade ovih čelika, potrebno je da objasnimo značenje nekih definicija. Naime, u ovom radu razmatrani su čelici koji sadrže od 1,4 do 2,2% C. Po definiciji, čelici su legure gvožđa i ugljenika koje imaju maksimum 2,11% C (apcisa tačke E u faznom dijagramu Fe-Fe₃C), a legure sa višim sadržajem ugljenika predstavljaju livena gvožđa. Treba naglasiti da je tačka E kod visokolegiranog Cr-Mo čelika pomeren prema nižim sadržajima ugljenika, tako da se očvršćivanje ovih legura odvija po mehanizmu karakterističnom za livena gvožđa sa pojavom neznatne količine ledeburitnog eutektikuma u strukturi. Zato se ovi čelici ponekad nazivaju ledeburitni čelici. Uobičajeni način termičke obrade ovih čelika je obrada poboljšanjem, koja se sastoji od kaljenja i niskotemperaturnog otpuštanja.



Generalno, poboljšanje čelika je postupak koji se sastoji iz kaljenja i otpuštanja sa ciljem da se formira neki od prelaznih oblika strukture metalne osnove: kubni martenzit, beinit, sorbit ili trustit. Poboljšanje se može obaviti kontinualnim kaljenjem ili izotermičkim kaljenjem, ali se postupak kaljenja kontinualnim hlađenjem mnogo češće primenjuje. I u jednom i u drugom slučaju cilj poboljšanja je da se, razlaganjem presičenog čvrstog rastvora martenzita ili zaostalog austenita, iz metalnog zrna istaloži fina karbidna faza, koja ima ojačavajuće dejstvo. Izlučeni karbidi ograničavaju kretanja dislokacija, što dovodi do povećanja čvrstoće i tvrdoće, a kod visokolegiranih Cr-Mo čelika sa vanadijumom i do povećanja žilavosti.

2.2.1.1. Fazne transformacije pri zagrevanju čelika

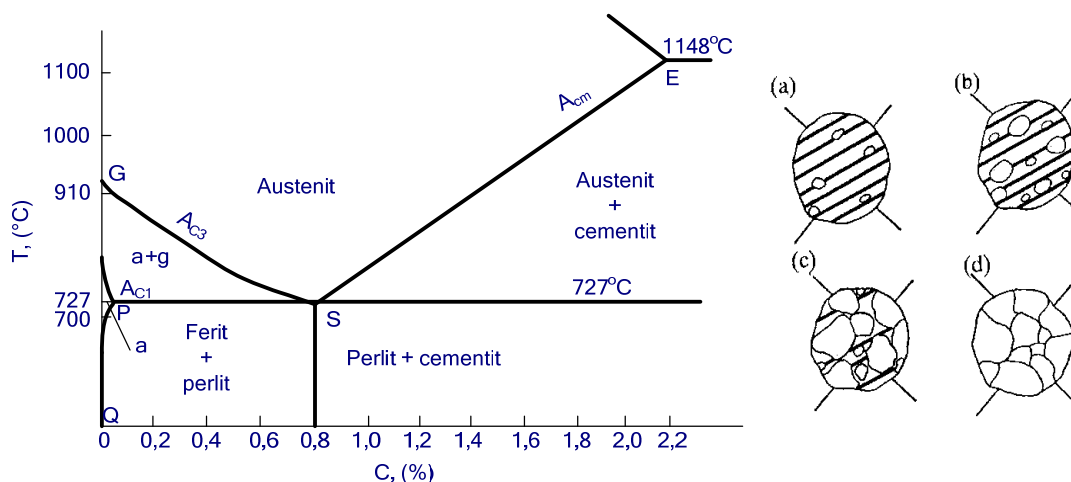
Dobijanje austenitne strukture predstavlja prvu operaciju prilikom kaljenja, odnosno poboljšanja čelika. Prema faznom dijagramu Fe-Fe₃C, eutektoidni čelik, sa 0,8% ugljenika, ima perlitnu strukturu koja se sastoji od lamela ferita i cementita. U procesu zagrevanja do temperature A_{C1} (727°C) rastvara se manja količina cementita u feritu, po liniji PQ na dijagramu (sl. 21), a polazna perlitna struktura ostaje neizmenjena. Na temperaturi A_{C1} nastaje reakcija suprotna eutektoidnom razlaganju:



pa se umesto mikrokonstituenta perlita, koji se sastoji od ferita, sa približno 0,025% C i cementita koji sadrži 6,67% C, obrazuje čvrsti rastvor ugljenika u gvožđu, sa srednjom koncentracijom od približno 0,77% ugljenika – austenit. Mehanizam perlitno-austenitne transformacije prikazan je na slici 21, od a do d [60]. Austenit nastaje obrazovanjem centara za kristalizaciju i njihovim daljim rastom. Centri za kristalizaciju javljaju se na granicama feritne i cementitne faze, slika 21.a. Rast centara za kristalizaciju, formiranje austenitnog zrna i njegov dalji rast prikazani su na slikama 21.b i 21.c. Proces transformacije perlita u austenit završava se obrazovanjem jednofazne strukture koja se sastoji od poligonalnih austenitnih zrna što se vidi na slici 21.d.

Proces nastajanja austenita u podeutektoidnim i nadeutektoidnim čelicima nešto je složeniji, zbog prisustva proeutektoidnog ferita, odnosno proeutektoidnog cementita. Na temperaturi 727°C, perlit se transformiše u austenit sa koncentracijom 0,77% C, a sa daljim povišenjem temperature, kod podeutektoidnih čelika, odvija se feritno-austenitna transformacija, a kod nadeutektoidnih čelika rastvaranje proeutektoidnog sekundarnog cementita. Pri tome se, sa povišenjem temperature, u prvom slučaju smanjuje koncentracija ugljenika u austenitu, a u drugom slučaju povećava. Proces obrazovanja austenita kod visokougljeničnih čelika završava se po dostizanju temperature A_{cm} (presek sa linijom SE (sl. 21) u dijagramu Fe-Fe₃C) temperature. Iznad ovih temperatura sadržaj ugljenika jednak je njegovoj koncentraciji u čeliku.





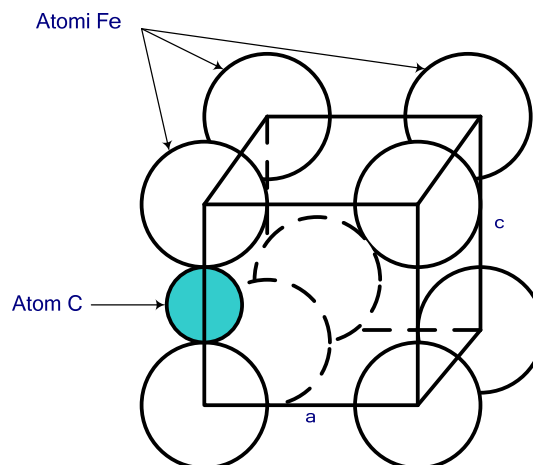
Slika 21 Mehanizam obrazovanja austenita pri zagrevanju eutektoidnog čelika
 a) granica feritne cementitne faze, b) rast austenitnog zrna,
 c) rast austenitnog zrna i d) poligonalna austenitna zrna [60]

Pre kaljenja bilo kog kvaliteta čelika potrebno je postići potpunu austenitnu strukturu, odnosno obaviti zagrevanje i progrevanje čelika na temperaturi kaljenja.

2.2.1.2. Martenzitna transformacija

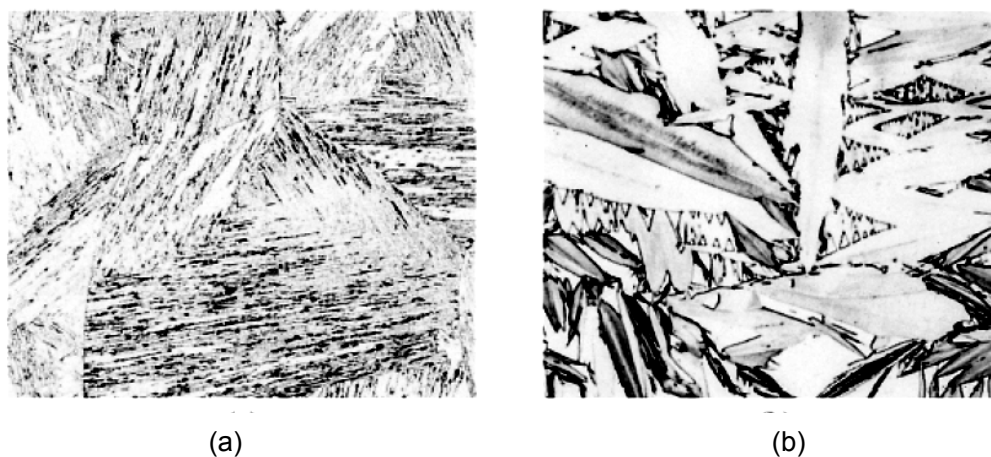
Hlađenje čelika iz austenitnog područja, velikom brzinom onemogućava razlaganje austenita procesom difuzije. Međutim, pošto kod ugljeničnih čelika austenit ne može da se podhladi do sobne temperature, on će se transformisati u novu fazu – *martenzit*. Martenzit nastaje kada brzina hlađenja austenita dostigne vrednost kritične brzine, tako da se austenit, bez prethodnog oslobađanja ugljenika, bezdifuzionim putem, transformiše u presićeni intersticijski čvrsti rastvor ugljenika u prostorno centriranoj tetragonalnoj rešetki [60]. Atomi ugljenika rastvoreni u austenitu, u uslovima veoma brzog hlađenja, ostaju prisilno rastvoreni u rešetki ferita, deformišu je i prevode u novu tetragonalnu, prostorno centriranu, rešetku kod koje je jedan parametar c veći od drugog a (sl. 22). Stepentetragonalnosti rešetke, tj. odnos c/a , upravo je proporcionalan povećanju sadržaja ugljenika u čeliku. Ugljenik se pri tome nalazi u intersticijskim položajima, na polovini duže ose, ose c , odnosno na mestima čiji su Milerovi indeksi $\left(0, 0, \frac{1}{2}\right)$, (sl. 22).





Slika 22 Shematski prikaz tetragonalne kristalne rešetke martenzita [60]

Kristali martenzita, u zavisnosti od sadržaja ugljenika i temperature na kojoj su se formirali, mogu imati različitu građu i oblik. U osnovi postoje dva tipa martenzitne strukture *trakasti* i *pločasti* martenzit. Trakasti kristali martenzita obrazuju se kod nisko i srednjeugljeničnih čelika i legiranih konstrukcionih čelika (<0,5% C) i imaju oblik tankih usmerenih letvica dužine 0,1-0,2 μm . Letvice martenzita razdvojene su slojem zaostalog austenita zbog čega ovaj tip martenzita ima manju tvrdoću. Pločasti martenzit obrazuje se kod čelika sa više od 0,8% ugljenika. Kristali pločastog martenzita imaju sočivast oblik i nisu međusobno paralelni. U zavisnosti od ravni sečenja pločasti kristali se pod mikroskopom vide kao iglice različite debljine sa različitim usmerenjem. Veličina kristala martenzita, bilo kog oblika i građe, u mnogome zavisi od veličine zrna polaznog austenita. Što su zrna austenita manja, to će i kristali martenzita biti manji. Mikrostruktura trakastog i pločastog martenzita prikazane su na slici 23. [60]



Slika 23 Mikrostrukture martenzita [60]
 (a) trakasti martenzit (uvećanje 80x) (b) pločasti martenzit (uvećanje 400x)



Martenzit ima visoku tvrdoću i čvrstoću, ali je veoma krt. Tvrdoća martenzita direktno zavisi od sadržaja ugljenika i sa porastom ugljenika preko 0,6% dostiže vrednost oko 65 HRC. Međutim, povećanje količine ugljenika snižava plastičnost, duktilnost i udarnu žilavost čelika. Zatim, prisustvo zaostalog austenita smanjuje tvrdoću i čvrstoću kaljenih delova i otežava njihovu obradu brušenjem. Ovakva svojstva martenzita se uglavnom pripisuju fenomenu da intersticijski smešteni atomi ugljenika ometaju kretanje dislokacija, kao i činjenici da njegova tetragonalna, prostorno centrirana rešetka, ima mali broj ravni klizanja po kojima mogu de se kreću dislokacije. Kako austenit ima nešto veću gustinu od martenzita, pri njegovoj transformaciji u martenzit dolazi do povećanja zapremine. U uslovima brzog hlađenja, povećanje zapremine izaziva pojavu unutrašnjih napona i može dovesti do deformacija, pa čak i do pojava prslina na kaljenim delovima. Ova pojava je naročito izražena kod čelika sa sadržajem ugljenika većim od 0,5%.

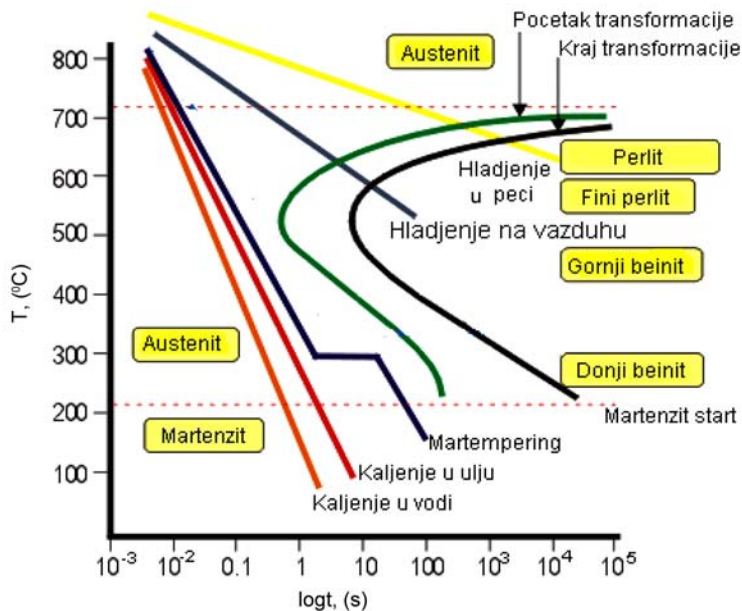
2.2.1.3. Razlaganje austenita pri kontinualnom hlađenju

Kao što je već rečeno, savremeni postupci termičke obrade visokougleničnih čelika uglavnom se zasnivaju na kontinualnom hlađenju čeličnih delova sa temperatura na kojima je austenit stabilan do sobne temperature. Pri kontinualnom hlađenju, inkubacioni period i trajanje transformacije austenita su nešto duži, pa su zbog toga krive KH transformacije austenita pomerene udesno i ka nižim temperaturama. Dijagrami koji omogućavaju praćenje procesa transformacije austenita pri kontinualnom hlađenju različitim brzinama nazivju se dijagrami kontinualnog hlađenja ili KH dijagrami (sl. 25) [60].

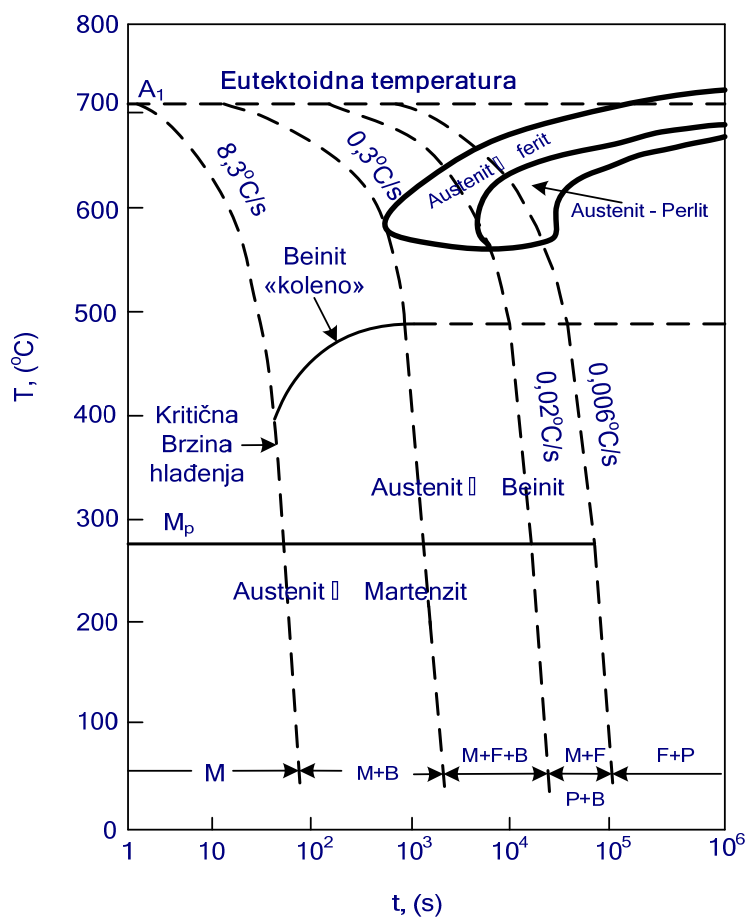
Dijagrami kontinualnog hlađenja omogućavaju praćenje procesa transformacije austenita pri kontinualnom hlađenju čelika različitim brzinama. Korišćenjem ovih dijagrama mogu se dobiti tačni podaci o temperaturnim intervalima u kojima se odvijaju fazne transformacije i o strukturama koje se pri tome formiraju.

Na KH dijagramu legiranih čelika može da se pojavi i "koleno" krive beinitne transformacije što daje mogućnost formiranja beinitne strukture i pri kontinualnom hlađenju [60,61]. Pri tome beinit će se u strukturi uvek pojaviti praćen martenzitom, feritom i perlitom, u zavisnosti od brzine hlađenja. Kod KH dijagrama niskolegiranog čelika, slika 26, ucrtano je nekoliko krivih hlađenja i pokazana zavisnost strukture čelika od brzine hlađenja.





Slika 25 KH dijagram eutektoidnog ugljeničnog čelika [60]



Slika 26 KH dijagram eutektoidnog niskolegiranog čelika sa ucrtanim krivim hlađenja i strukturama koje su funkcija brzine hlađenja [61]

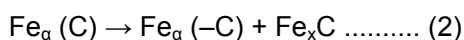


2.2.1.4. Fazne transformacije pri otpuštanju čelika

Pojam *otpuštanje* podrazumeva zagrevanje čelika, koji je prethodnom operacijom – kaljenjem, bio preveden u martenzit, do temperatura koje ne prelaze A_{C1} temperaturu. Važni parametri ovog procesa su: temperatura otpuštanja, vreme otpuštanja i struktura otpuštanja, koja je rezultat delovanja prva dva faktora. Generalno se može reći da pri otpuštanju čelika dolazi do strukturnih promena koje se zbog nedostatka vremena nisu mogle odigrati pri kaljenju, bez obzira na način kojim je proces kaljenja izveden. Fenomen otpuštanja zakaljenog čelika povezan je sa razlaganjem martenzita kao i razlaganjem zaostalog austenita, ako je ovaj prisutan u značajnijim količinama. Presićeni čvrsti rastvor ugljenika u α gvožđu – martenzit, vrlo je nepostojan, tako da njegovo razlaganje započinje već na sobnoj temperaturi, naravno malim intenzitetom. Strukturne promene odvijaju se u pravcu transformacije martenzita u smešu ferita i karbida, pri čemu se ovaj preobražaj, sa porastom temperature otpuštanja, odvija sve potpunije i sve brže. Pored toga, otpuštanjem se uklanjaju mikronaprezanja koja su nastala u procesu austenitno-martenzitne transformacije i makronaprezanja izazvana pojavom temperaturskog gradijenta po preseku komada. Temperaturski gradijent je posledica veoma brzog hlađenja čelika u procesu kaljenja.

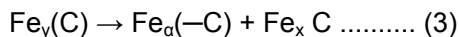
Pri otpuštanju kaljenog čelika uočavaju se četiri temperaturska intervala u kojima dolazi do transformacija strukture [60]. Prvi interval prostire se od 80 – 200°C, drugi od 200 – 270°C, treći od 270 – 400°C, a četvrti iznad 400°C.

U temperaturskom intervalu od 80 - 200°C zapažaju se geometrijske promene na uzorku, odnosno dolazi do smanjenja dužine uzorka, što se lako može utvrditi dilatometrijskom analizom. Smanjenje dimenzija odgovara prvoj transformaciji pri otpuštanju, odnosno preobražaju martenzita. Rendgenska analiza je pokazala da, pri otpuštanju na ovim temperaturama, dolazi do smanjenja stepena tetragonalnosti martenzitne rešetke, jer odnos njenih parametara, c/a , teži jedinici. Ovo je posledica izdvajanja ugljenika iz čvrstog rastvora u vidu vrlo disperznih, submikroskopskih čestica karbida gvožđa, sastava Fe_xC , koji zadržava koherentnost sa rešetkom martenzita i naziva se ϵ -karbid. Stoga, ova prva transformacija pri otpuštanju čelika može da se predstavi jednačinom:



a produkt ove transformacije nosi naziv *otpušteni martenzit*. Zbog kristalne rešetke bliske kubnoj, jer c/a teži jedinici, ovaj martenzit se često naziva i *kubni martenzit*.

Zagrevanje do viših temperatura (200 - 270°C) dovodi do transformacije zaostalog austenita, što je praćeno povećanjem specifične zapremine čelika. Kao produkt razlaganja zaostalog austenita pojavljuje se fina smeša presićenog α -čvrstog rastvora i karbida gvožđa, što se može predstaviti jednačinom:



Prema karakteru preobražaja i prirodi nastalih faza razlaganje zaostalog austenita je transformacija analogna beinitnom preobražaju podhlađenog austenita. Stoga dobijenu finu smešu presićenog α -čvrstog rastvora i karbida gvožđa nazivamo *beinit otpuštanja* ili samo *beinit*.

U trećem temperaturskom intervalu, od 270 do 400°C, potpuno se završava proces izdvajanja suvišnog ugljenika iz α -čvrstog rastvora (martenzita), prekida se koherentnost rešetke karbida sa rešetkom α -čvrstog rastvora, a ε -karbid, koji se formirao na nižim temperaturama otpuštanja, prelazi u cementit. Pored toga, menja se oblik i veličina karbidnih čestica, od lamelnog ka sfernom, a njihov finalni prečnik iznosi oko 0,3 μm . Ovako obrazovana struktura sastoji se od veoma sitnih čestica ferita i cementita i naziva se *trustit otpuštanja*. Uporedo sa navedenim transformacijama dolazi i do potpunog uklanjanja zaostalih napona. Ovi naponi su nastali i u procesu kaljenja i u procesu otpuštanja martenzita, odnosno razlaganja zaostalog austenita. Oni dovode do tzv. *fazne deformacije*, odnosno elastične deformacije izazvane faznim preobražajima koji su praćeni promenom zapremine.

Četvrti temperaturski interval nije od interesa za visokolegirane Cr-Mo čelike pa se nećemo upuštati u objašnjenje faznih transformacija koje se odvijaju na ovim temperaturama.

2.2.1.5. Termička obrada visokolegiranih Cr-Mo čelika

Da bi se dobila visoka tvrdoća u kombinaciji sa relativno dobrom udarnom žilavošću, odnosno dobra otpornost na habanje visokolegiranih Cr-Mo čelika, odlivci se podvrgavaju termičkoj obradi – poboljšanju. Postupak se sastoji u zagrevanju odlivaka do temperature austenizacije, progrevanju, kaljenju na vazduhu ili u ulju i niskotemperaturskom otpuštanju.

Austenizacija se izvodi zagrevanjem na temperaturu 980 -1020°C, pri čemu brzina zagrevanja mora da bude relativno mala. Ako su u odlivku prisutna zaostala naprezanja posle hlađenja u kalupu, onda će dodatna naprezanja u toku ponovnog zagrevanja biti dovoljna da izazovu obrazovanje prslina. Brzina zagrevanja je uslovljena veličinom, masom i oblikom samog odlivka, njegovom mikrostrukturom u livenom stanju i unutrašnjim naprezanjima koja postoje posle hlađenja u kalupu.

Cilj austenizacije je dvojak. Prvo je potrebno da se retransformišu u austenit svi produkti austenitne transformacije do koje je došlo pri hlađenju odlivaka, kao što su perlit ili martenzit. Pri tome temperatura austenitizacije mora da bude strogo kontrolisana kako bi se sprečilo rastvaranje karbida.

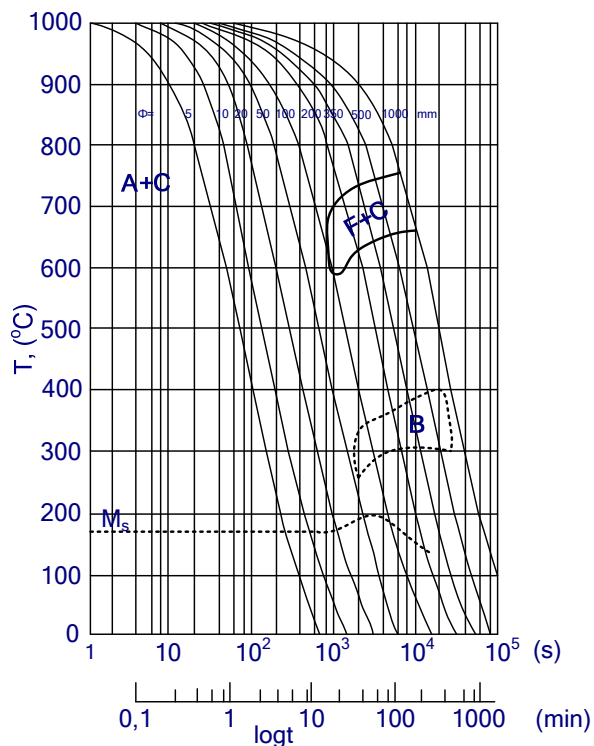
Zatim, progrevanjem – normalizacionim žarenjem na 980 -1020°C izvodi se destabilizacija austenita i omogućava da se u procesu kaljenja njegov najveći deo transformiše u martenzit. Mehanizam destabilizacije sastoji se u izdvajanju sekundarnih karbida u obliku finog taloga pri produženom držanju odlivaka na temperaturi



austenitizacije. Izlučivanje karbida osiromašuje austenit u pogledu sadržaja hroma i ugljenika i podiže temperaturu početka transformacije austenit–martenzit, tačku M_s .

Uobičajena temperatura austenitizacije čelika sa 2% C, 12% Cr i 1% Mo iznosi 980–1000°C, a vreme trajanja procesa jedan čas po inču debljine zida odlivaka [5,38,60].

Kaljenje se izvodi hlađenjem na vazduhu, u struji vazduha ili potapanjem u ulje zagrejano na oko 80°C, u zavisnosti od sastava legure, debljine zida i geometrijske konfiguracije odlivaka. Brzina hlađenja mora da bude veća od kritične kako bi se obezbedilo da se u strukturi zakaljenog odlivka ne pojavi perlit. Na slici 27 dat je KH dijagram čelika koji sadrži 1,95% C, 11,80% Cr i 1,05% Mo [5,38,60].

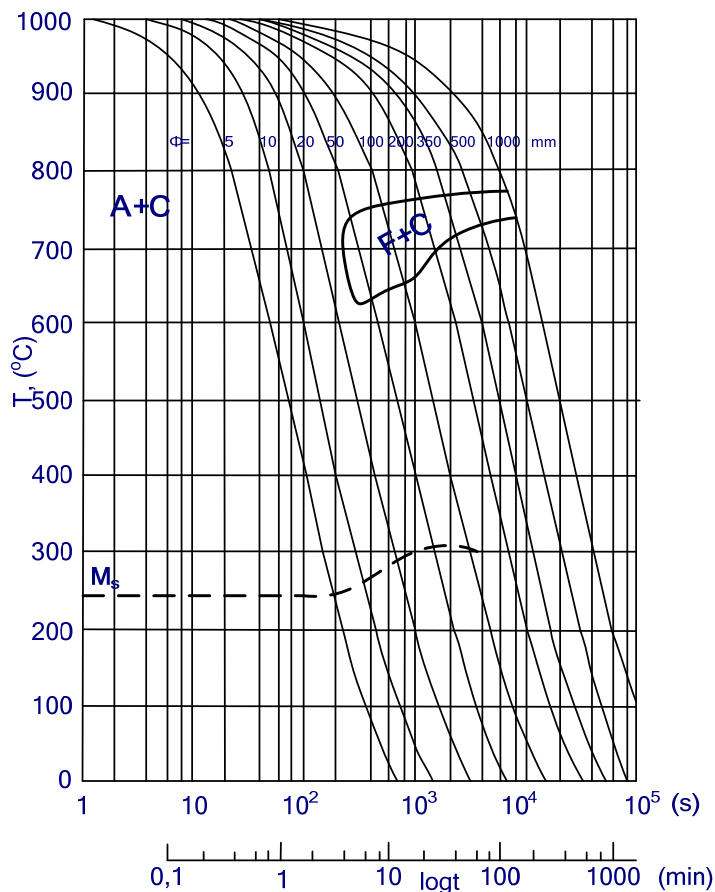


Slika 27 Dijagram kontinualnog hlađenja čelika sa 1,95% C, 11,8% Cr i 1,05%Mo (krive hlađenja se odnose na hlađenje na mirnom vazduhu) [5]

Sa dijagrama se zapaža da se pri hlađenju na vazduhu potpuna martenzitna struktura može ostvariti do prečnika odlivaka od oko 100 mm. To znači da ovaj čelik ima odličnu prokaljivost i da se martenzitna struktura može dobiti praktično u svim uslovima hlađenja. Kod ove familije legura često treba voditi računa da se odlivci ne “prekale” suviše brzim hlađenjem čime se stvaraju snažna unutrašnja naprezanja i mikropukotine. Posebno treba biti oprezan kada se kaljenje izvodi u ulju.

O uticaju molibdena na prokaljivost već je bilo reči u ranijim poglavljima. Radi upoređenja na slici 28 dat je dijagram kontinuiranog hlađenja za čelik sastava 2,08% C, 12,65% Cr, ali bez molibdena [5].





Slika 28 Dijagram kontinualnog hlađenja čelika sa 2,08% C, 12,65% Cr i 0,02% Mo (krive hlađenja se odnose na hlađenje na mirnom vazduhu) [5]

Sa dijagrama se zapaža da je granična linija perlitnog preobražaja značajno, skoro za red veličine, pomerena ulevo, prema kraćim vremenima, a prokaljivost je tri puta manja. Potpunu martenzitnu strukturu moguće je, pri hlađenju na vazduhu, dobiti do prečnika odlivaka od oko 30 mm. Već kod prečnika odlivaka od 50 mm u strukturi se pojavljuje 5% perlita, a kod 100 mm ovaj mikrokonstituent čini 30% metalne osnove. KH dijagrami ilustruju snažan uticaj molibdena na prokaljivost visokolegiranih Fe-C-Cr čelika.

Proces niskotemperaturskog otpuštanja zakaljenih visokolegiranih Cr-Mo čelika praćen je sledećim fenomenima:

- razlaganje martenzita i stvaranje kubnog martenzita,
- razlaganje zaostalog austenita,
- mikronaprezanja vezana za nastajanje martenzita koji ima za 6% veću zapreminu od austenita i
- mikronaprezanja izazvana pojavom temperaturnog gradijenta po preseku odlivaka.

Sva četiri fenomena su od značaja za proces otpuštanja koji čini najosetljiviju fazu termičke obrade ovih odlivaka [5].



Otpuštanje se obično izvodi na temperaturi 220 - 250°C. Pri tome dolazi do promene stepena tetragonalnosti martenzita i stvaranja kubnog martenzita. Ovo je posledica izdvajanja ugljenika iz čvrstog rastvora u vidu vrlo disperznih submikroskopskih čestica karbida sastava M_xC koji zadržava koherentnu vezu sa rešetkom martenzita. Produkt ove transformacije se, zbog kristalne rešetke bliske kubnoj, naziva kubni martenzit. Ovo, niskotemperaturno otpuštanje poboljšava žilavost i duktilnost čelika u odnosu na zakaljeno stanje, ali se zadržava visoka čvrstoća i tvrdoća što se traži od odlivaka otpornih na habanje.

U pojedinim slučajevima kada se u odlivcima pojavi veća količina zaostalog austenita (više od 10%) otpuštanje se izvodi na 400°C s ciljem da se austenit destabilizuje i transformiše u procesu hlađenja do sobne temperature. Novoformirani martenzit obrazovaće se na nešto nižoj temperaturi, na otprilike 200°C. Ovaj vid otpuštanja naziva se subkritična obrada.

Drugi način uklanjanja zaostalog austenita, koji se retko primenjuje u praksi, je hlađenje odlivaka na temperaturi znatno ispod nule, kako bi se proces transformacije u martenzit završio. Hlađenje se obično vrši potapanjem odlivaka u tečni azot i mora se izvoditi vrlo pažljivo (subnulti tretman) [5].

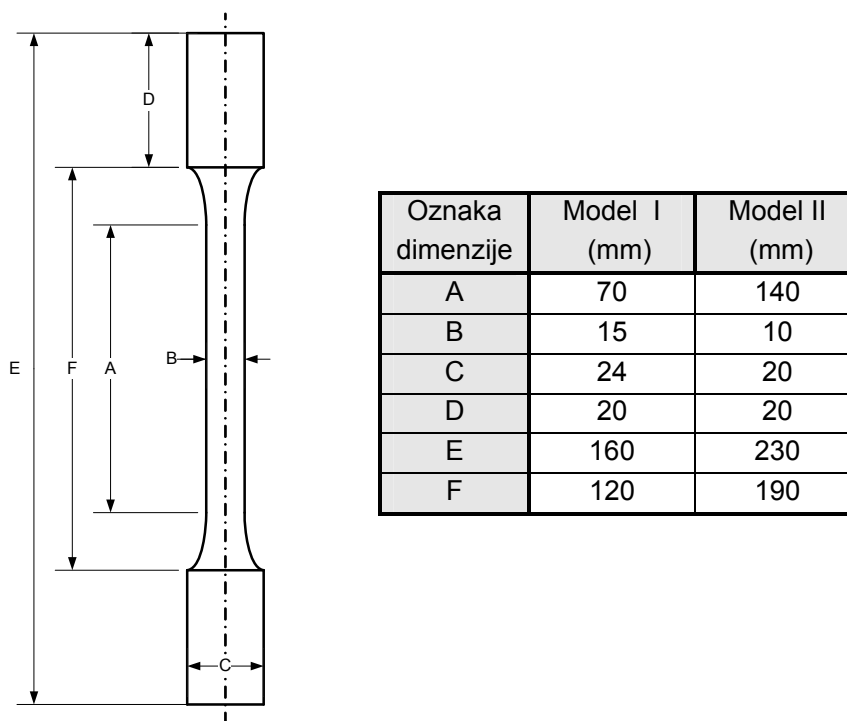


3. EKSPERIMENTALNI DEO

3.1. IZRADA UZORAKA LIVENJEM

Za planirana istraživanja pripremljeni su uzorci za ispitivanje tvrdoće, zatezne čvrstoće, udarne žilavosti i metalografsku analizu, a sve u skladu sa važećim standardima SRPS EN 10 002-1 i 10 045-1,

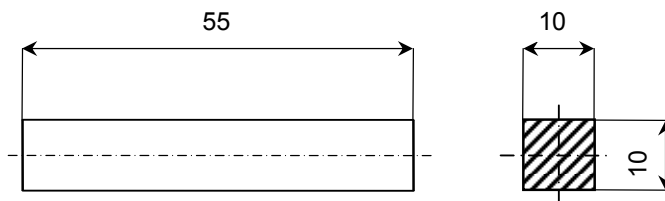
Za ispitivanja zatezne čvrstoće urađena su dva modela epruvete, prema standardu SRPS EN 10 002-1 čiji su oblik i dimenzije prikazani na slici 29.



Slika 29 Oblik i dimenzije epruvete za ispitivanje zatezanjem

Za ispitivanje udarne žilavosti po metodi Šarpi, izrađeni su probni uzorci oblika i dimenzija prema standardu SRPS EN 10 045-1. Oblik i dimenzije probnih uzoraka za ispitivanje udarne žilavosti po metodi Šarpi prikazane su na slici 30.

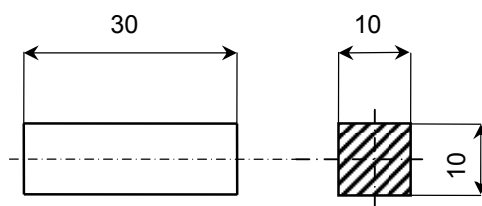




Slika 30 Oblik i dimenzije epruvete za ispitivanje udarne žilavosti po metodi Šarpi

Standard SRPS EN 10 045-1 predviđa da na sredini duže strane pravougaonika bude odrađen V ili U zarez određenih dimenzija. S obzirom da se radi o materijalima kod kojih se očekuje izrazito krto lom i relativno mala žilavost, na odabranim uzorcima nije izrađen zarez što se može videti sa slike 30.

Za ispitivanje tvrdoće po HRC metodi urađeni su uzorci određenog oblika i dimenzija prikazani na slici 31.



Slika 31 Oblik i dimenzije epruveta za ispitivanje tvrdoće po HRC metodi

Za optičko posmatranje mikrostrukture i SEM mikroskopiju nije potrebno pripremati posebne uzorke, već se koriste slomljeni delovi epruveta, dobijeni pri ispitivanju udarne žilavosti i tvrdoće. Ovakav način rada omogućava da se ispitivanja izvrše na uzorcima sa identičnim hemijskim sastavom i potpuno istom termičkom obradom, a sa druge strane skraćuje se i pojeftinjuje proces izrade uzoraka.

Izrada modela i kalupa za livenje. Uzorke predviđenog hemijskog sastava moguće je izraditi jedino postupkom livenja. Livenje uzoraka izvršeno je u peščanim kalupima koji se uobičajno koriste za izradu čeličnih odlivaka. Za izradu kalupa korišćeni su posebno urađeni drveni modeli. Modeli u potpunosti moraju da odgovaraju obliku i dimenzijama epruveta u hladnom stanju uz korekciju dimenzija za skupljanje čelika pri hlađenju i naknadnu mehaničku obradu. Na slici 32 prikazan je izgled modela.

Kalupi su izrađeni po CO₂ postupku, od visokočistog kvarcnog peska (min 98,5% SiO₂) uz primenu natrijum silikata (vodenog stakla) kao veziva. Vezivo na bazi natrijum silikata je viskozna tečnost koja se mešanjem u mešalicama ujednačeno raspoređuje po površini zrna peska.





Slika 32 Izgled modela pre postavljanja u koš kutiju

Visoka čvrstoća kalupne mešavine dobija se produvanjem ugljen-dioksida kroz oblikovani kalup, pri čemu nasataje gel natrijum silikata po reakciji:



Kvalitet vodenog stakla određuje se odnosom SiO_2 prema Na_2O . Najbolje je kada vodeno staklo ima odnos ovih komponenti od 1:2 do 1,2:2. Pesak za izradu kalupa koji se koriste za livenje čelika mora da bude visokovatrostan, sadržaj vlage u pesku mora biti ispod 0,25%, sadržaj Fe_2O_3 ispod 0,025%, a pesak ne sme da sadrži kreč, jer ovaj hemijski reaguje sa natrijum silikatom.

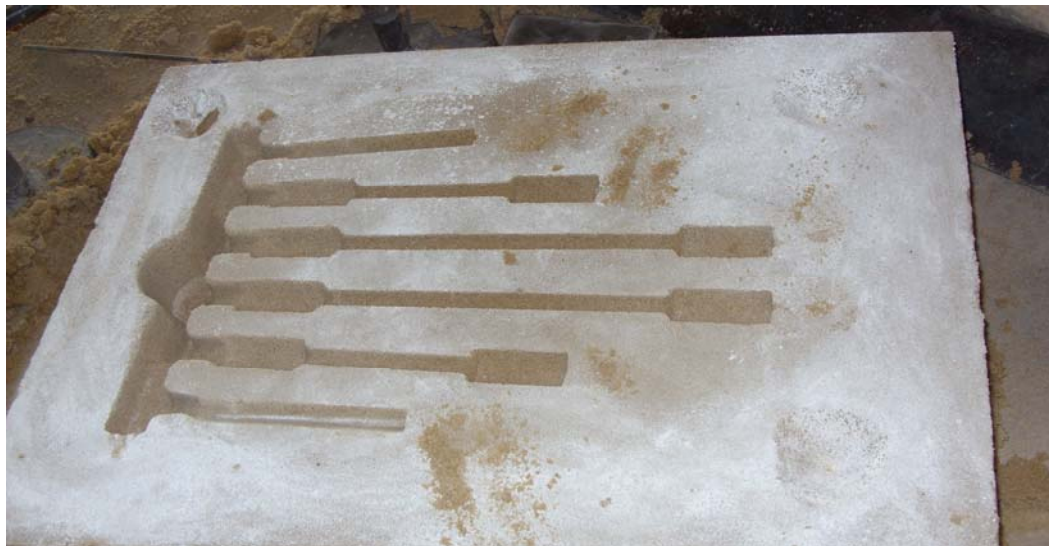
Izrada kalupa po CO_2 postupku primenjuje se kod livenja manjih serija odlivaka, kada je potrebno dobiti glatku površinu i visoku dimenzionu tačnost. Postupak ne zahteva korišćenje skupih livačkih alata, model ploča, kalupnika, stega itd. Visoka čvrstoća kalupa izrađenih po ovoj tehnologiji isključuje potrebu za posebnim osiguranjem kalupa, odnosno nisu potrebne kuke i armature za ukrućenje kalupa, naročito ako se produvanje CO_2 gasom izvrši pre vađenja modela. Ali glavni razlog zbog koga smo se opredelili da probne odlivke lijevimo po ovoj tehnologiji je podatak da se postiže znatno bolja dimenzionalna tačnost odlivaka nego kod klasičnih postupaka izrade kalupa sa sintetičkom bentonitnom mešavinom. Na slici 33 prikazani su modeli postavljeni u koš-kutiju za izadu gornje polovine kalupa.

Priprema peščane mešavine sa natrijum silikatom kao vezivom obavlja se u kolergang mešalicama zapremine 250 litara. Postupak izrade kalupa sastojao se u ručnom nabijanju mešavine u prostor koš-kutije, oko drvenog modela, produvanja sa CO_2 gasom, vađenje modela i sklapanja donje i gornje polovine kalupa. Na slici 34 prikazan je izgled kalupa neposredno posle vađenja modela, a pre sklapanja gornje i donje polovine kalupa.





Slika 33 Koš-kutija za izradu donje polovine kalupa



Slika 34 Izgled donje polovine kalupa neposredno posle vađenja modela

Topljenje i livenje. Izrada probnih uzoraka – epruveta obavljena je u livnici sivog liva i čelika, „Ljig“ A.D. Topljenje je izvršeno u lončanoj srednjefrekventnoj indukcionalnoj peći ASEA Brown Boveri – ABB, tip ITMK-500 kapaciteta 500 kg čelika po šarži. Izgled peći prikazan je na slici 35.





Slika 35 Izgled indukcijske peći ABB tipa ITMK-500

Proces topljenja u ovoj peći zasniva se na principu elektroindukcije. Peć radi kao transformator sa sekundarom u kratkom spoju u kome sekundarni namotaj predstavlja metal koji se topi. U primarni namotaj dovodi se naizmjenična struja koja u metalu, kao sekundaru, indukuje vrtložne struje zagrevaju i tope metal. Oksidacioni i rafinacioni procesi dobijanja čelika zahtevaju da šljaka bude zagrejana na temperaturu šarže, a pošto se u šljaci ne indukuje struja ona će biti „hladna“ i onemogućiti da se ovi procesi odvijaju zadovoljavajućom brzinom. Zbog toga se oksidacija ugljenika, dezoksidacija liva i drugi postupci ne mogu izvoditi u indukcionoj peći. Međutim, pretapanje starog gvožđa, podešavanje hemijskog sastava dodavanjem ugljenika, silicijuma, mangana i drugih legirajućih elemenata i podešavanje temperature livenja izvodi se veoma jednostavno pa je stoga indukciona peć pogodan i popularan agregat za proizvodnju čeličnog liva.

Proces topljenja započinje unošenjem u peć metalnog dela šarže, zajedno sa fero-legurama i uključivanjem peći na punu snagu. Kada se završi topljenje, izvrši se kontrola i podešavanje hemijskog sastava i temperature liva, a potom se čelik ispušta u lonac, zagrejan na 1000 – 1100°C i šalje na livenje. Za livenje se koriste lonci sa sifonskim izlivom, a ispuštanje metala vrši se ručno, naginjanjem lonca.

Za proveru hemijskog sastava korišćeni su probni uzorci koji su liveni u metalnim kalupima, i odmah po očvršćivanju slati na analizu. Određivanje hemijskog sastava legure izvršeno je na optičkom emisionom spektrometru, *ARL – 3460 Metals Analyzer*.

Ova instrumentalna analitička metoda zasniva se na pretvaranju toplotne energije u svetlosnu, usmeravanjem električnog luka na prethodno pripremljenu površinu probnog uzorka. Električni luk lokalno topi leguru koja postaje izvor svetlosnog zračenja različitih talasnih dužina. Razdvajanjem svetlosnog zraka uređajem za disperziju (staklena prizma) dobija se spektar zračenja tj. niz linija od kojih svaka pripada zračenju određene talasne dužine pojedinog hemijskog elementa u ovom slučaju svakog elementa koji je prisutan u čeliku [62].

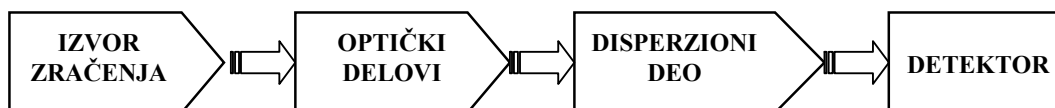


Spektralna analiza zasnovana je na dva principa:

- a) Svaki element u spektru ima svoje karakteristične linije, koje se odlikuju svojom dužinom i intenzitetom, što je osnov kvalitativne i kvantitativne analize.
- b) Ako se u materijalu nalaze pored ostalih, dva određena elementa i ako se menjaju njihove relativne količine, jačine kojom su osvetljene karakteristične linije tih elemenata menjaju se takođe u istoj srazmeri.

Odgovarajuće spektralne linije zavise samo od hemijskog sastava, dok njihova intenzivnost zavisi od udela pojedinih elemenata u ispitivanom materijalu. Osetljivost ovog postupka je veoma velika i na taj način se mogu odrediti elementi čiji je sadržaj samo 0,01% pa čak i manje. Zato je ovaj postupak naročito pogodan za ispitivanje manjih koncentracija. Analiza je ograničena na veoma usko područje užarenog mesta na površini materijala. To, međutim, omogućuje i analizu sitnih stranih primesa u njoj. Za analizu su dovoljni veoma mali uzorci metala, a metoda se može primeniti na finalnim proizvodima, a da se time oni ne oštete [62].

Emisione metode se zasnivaju na ispitivanju svetlosti koju emituje analizirana supstanca. Kvalitativna analiza kod ovih metoda se zasniva na činjenici da je talasna dužina emitovanog zračenja određena strukturom atomskog omotača koji je karakterističan za svaki element. Kvantitativna analiza se zasniva na vezi između intenziteta emitovane svetlosti i broja čestica koje je emituju. Emisione metode se u principu mogu koristiti za identifikaciju i određivanje svih elemenata u periodnom sistemu. U praksi se emisione metode koriste za određivanje sedamdesetak elemenata (metala i nemetala), a uzorci mogu biti čvrsti, tečni i gasoviti. Masa uzorka je mala, obično nekoliko miligrama, a ponekad i manja od miligrama. Uzorci se najčešće direktno analiziraju, bez prethodne obrade i razaranja. Emisione metode imaju i neke nedostatke: skupi aparati, relativno mala preciznost i tačnost, mogu se odrediti samo elementi koji ulaze u sastav uzorka a ne i jedinjenja, itd. Spektralni aparati koji se koriste kod emisionih optičkih metoda moraju da sadrže neke osnovne delove bez obzira koja je metoda u pitanju. Izvor svetlosti, odnosno izvor pobuđenja kod ovih metoda je uzorak na kome je dovedena potrebna količina energije za pobuđivanje njegovih atoma (plamen, luk, vanica, ICP, elektronska cev sa šupljom katodom, itd). Optički delovi imaju ulogu da usmere optički snop i da mu daju željeni pravac, slika 36 [62].



Slika 36 Shematski prikaz optičkog emisionog spektrometra [62]



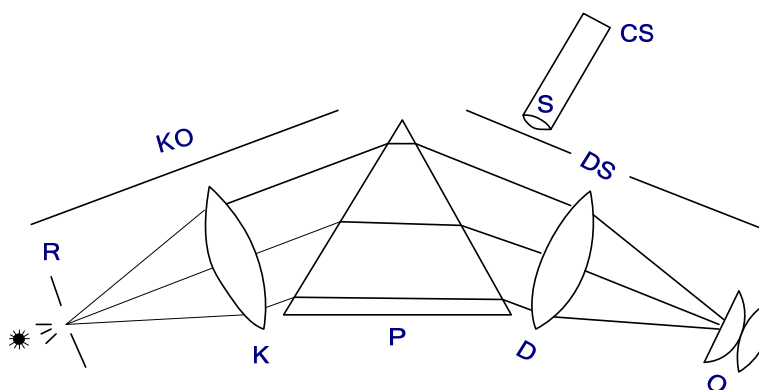
Prema načinu razlaganja svetlosti spektrometri se dele na:

- uređaje sa prizmom,
- uređaje sa difrakcionom rešetkom i
- interferencione uređaje.

Prema načinu registrovanja spektra:

- vizuelni spektroskopi,
- fotografski spektrografi i
- fotoelektrični spektrometri (kvantometri).

Spektroskopija je kvalitativna emisiona metoda ograničena na vidljivi deo spektra, jer se detekcija izvodi okom. Metoda je pogodna za analizu malolinijskih spektara, a aparati su jednostavne konstrukcije. Položaj linije se određuje pri maksimalnoj oštirini skale i spektra, a podeoci na skali mogu biti bilo u jedinicama talasne dužine bilo u relativnim jedinicama, čak i ako su jedinice skale u talasnim dužinama moraju se pre analize baždariti pomoću poznatih spektralnih linija (Na589,3 nm; Hg546,0 nm), (sl. 37) [62].



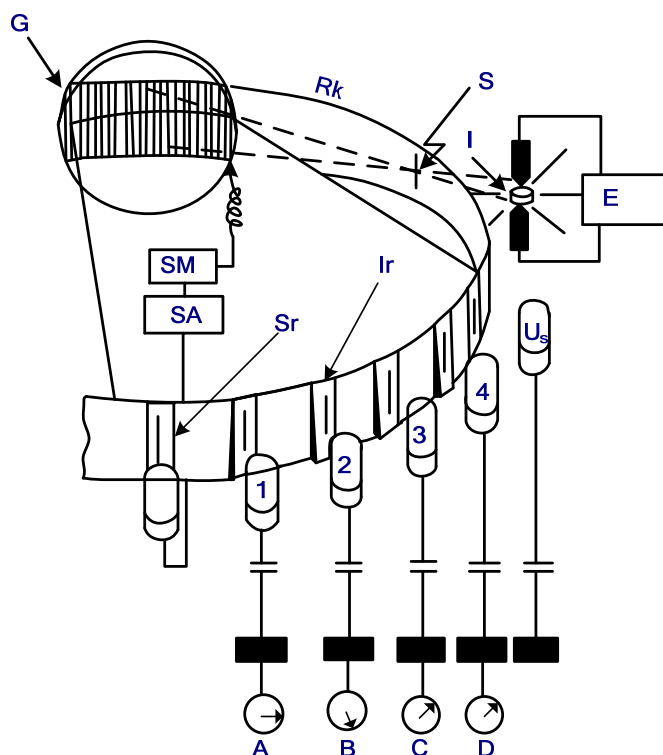
Slika 37 Shema spektroskopskog uređaja
(I-izvor svetlosti, R-razrez, P-prizma, S-skala, KO-kolimatorska cev,
K-kolimatorsko sočivo, DS-durbinska cev, D-durbinsko sočivo,
O-okular, CS-cev za skalu) [62]

Kao što je već rečeno analize hemijskog sastava čelika za potrebe ovog rada, izvršene su na kvantometru *ARL – 3460 Metals Analyzer*. Kvantometri ili spektrometri sa direktnim očitavanjem su spektralni aparati sa fotoelektričnom registracijom spektra. Dok je kod spektrografije uz fotografsku detekciju potreban poseban postupak merenja zacrnjenja ploče, kod kvantometra se direktno meri intenzitet spektralnih linija. Prednosti takvog merenja su:

- brzo izvođenje analize,
- veća tačnost,
- veća preciznost kod viših sadržaja,
- linearna zavisnost između koncentracije i intenziteta u širokom području koncentracija,
- mogućnost upoređivanja udaljenih spektralnih linija i
- mogućnost automatizacije [62].



Ovi uređaji su veoma često koriste za ispitivanje hemijskog sastava metalnih legura, kako obojenih metala tako i gvožđa i čelika. Manje su pogodni za određivanje nečistoća pošto je granica detekcije ograničena veličinom odnosa signal/pozadina. Kvantometri su obično kompaktne jedinice sastavljene od izvora za ekscitaciju, sistema za razlaganje svetlosti i sistema za registrovanje spektra. Centralni deo instrumenta je sistem za razlaganje, a kvantometri mogu biti instrumenti sa prizmom i rešetkom, sa kvarcnom optikom ili optikom za daleko UV zračenje sa fluoritom. Instrumenti mogu biti obični ili vakuumski za merenje talasnih dužina manjih od 200 nm. Po načinu detekcije zračenja šireg spektralnog područja, instrumenti se dele na skenirajuće aparate i aparate sa fiksnim izlaznim razrezima. Skenirajući instrumenti su snabdeveni jednim izlaznim razrezom i jednim fotomultiplikatorom. Intenziteti merenih analitičkih linija dobijaju se na taj način što se fotomultiplikator kreće duž žižne ravni sistema za razlaganje i automatski se zaustavlja na mestima odabranih linija. Kod druge vrste skenirajućih instrumenata merene linije se dobijaju rotiranjem sistema za razlaganje (prizma, rešetka). Kod kvantometara sa stalnim izlaznim razrezima disperzioni element je najčešće konkavna rešetka u Paschen-Rungeovom optičkom rasporedu (sl. 38) [62].



Slika 38 Shema principa rada kvantometra

(E-ekstacioni izvor, J-pražnjenje u međuelektrodnom prostoru, s-razrez, R_k - Rowlandov krug, G-konkavna rešetka, SM-servo motor, SA-servo amplifikator, S, – specijalni balansni izlazni razrez, I_r –izlazni razrez, 1-4 – fotomultiplikatori za kanale određenih elemenata, U_s –fotomultiplikator za kanal referentnog elementa, A, B, C, D – brojčanici [62])



Disperzija kod većine komercijalnih uređaja je reda veličine od 0,4 do 0,7 nm/min u prvom redu. Širina ulaznog razreza je obično 20 μm , a izlazni razrezi su po pravilu 2,5 puta širi. U jedan instrument može da se ugradi do 80 različitih razreza i fotomultiplikatora [62].

Uz pomoć kvantometra *ARL – 3460 Metals Analyzer*, u laboratoriji livnice „Ljig“ A.D. urađena je analiza probnog uzorka koja je odštampana na printeru i prikazana je na slici 39.

U slučaju da hemijski sastav ne odgovara željenom sastavu, u šaržu se dodaju elementi za koje je spektrografska analiza pokazala da su u nedostatku. Zatim se ponovo lije proba i šalje u laboratoriju na analizu. Kada je sastav čelika korektno podešen pristupa se livenju.

ALLOY : VLCELIK										26-Apr-2010 12:47	
Sample id : EPRUVETA 1											
C	Si	S	P	MnN	NiV	CrV	Mo	V	Ti		
1.330	.213	.027	.020	.352	0.000	10.748	1.056	.793	0.000		
W	Al	FeREST	FeIS								
0.000	.026	85.541	74.711								

Slika 39 Pregled uticajnih elemenata probnog uzorka probe 1 uz pomoć spektrografa



Slika 40 Metalni kalup – kokila za livenje uzoraka za hemijsku analizu

Kalupi za livenje probnih uzoraka i proces livenja prikazani su na slikama 40 do 43.





Pripremljeni glavni kalupi

Slika 41 Pripremljeni kalupi, neposredno pre livenja



Slika 42 Livenje



Slika 43 Odliveni kalupi

Predviđeni hemijski sastav uzoraka čelika bio je:

- Grupa I: sadržaj ugljenika C=1,4%, hroma Cr=12%; molibdena Mo=1,2% dok se koncentracija vanadijuma menjala: u prvoj seriji 0,5%, u drugoj 1%, trećoj 2% i u četvrtoj je 3%.
- Grupa II: sadržaj ugljenika C=1,6%; hroma Cr=12%; molibdena Mo=1,2%, dok se koncentracija vanadijuma menjala: u prvoj seriji 0,5%, u drugoj 1%, trećoj 2% i u četvrtoj je 3%.
- Grupa III: sadržaj ugljenika C=1,8%; hroma Cr=12%; molibdena Mo=1,2%, dok se koncentracija vanadijuma menjala: u prvoj seriji 0,5%, u drugoj 1%, trećoj 2% i u četvrtoj je 3%.



- Grupa IV: sadrži ugljenika C=2%, hroma Cr=12%, molibdena Mo=1,2%, dok se koncentracija vanadijuma menjala: u prvoj seriji 0,5%, u drugoj 1%, trećoj 2% i u četvrtoj je 3%.
- Grupa V: sadrži ugljenika C=2,2%, hroma Cr= 12%, molibdena Mo=1,2% dok se koncentracija vanadijuma menjala: u prvoj seriji 0,5%, u drugoj 1%, trećoj 2% i u četvrtoj je 3%.

U svakom kalupu je bilo po dva uzorka za ispitivanje udarne žilavosti, dva proporcionalno kratka uzorka za ispitivanje zatezanjem i dva proporcionalno duga uzorka za ispitivanje zatezanjem. Uzorci kvadratnog poprečnog preseka su dužine nešto preko 100 mm tako da su kasnijim skraćivanjem iz njih dobijeni uzorci za ispitivanje udarne žilavosti i ispitivanje tvrdoće. Livenje je izvršeno u po tri kalupa, tako da je za svaki sastav dobijeno po 6 uzoraka, za sve vrste ispitivanja.

Odliveni uzorci se nakon očvršćivanja i hlađenja vade iz kalupa, odsecaju se delovi ulivnog sistema, a potom se dorađuju brušenjem. Na slikama 44 i 45 prikazani su uzorci za ispitivanje udarne žilavosti i zatezne čvrstoće, neposredno posle vađenja iz kalupa.



Slika 44 Uzorci za ispitivanje udarne žilavosti



Slika 45 Uzorci za ispitivanje zatezanjem



Hemijski sastav uzorka čelika za svaku seriju prikazan je u tabeli 4.

Tabela 4 Hemijski sastav svih uzoraka čelika

Br. serije	HEMIJSKI SASTAV										Oznaka uzorka	Broj kom
	C	Cr	Mo	S	Si	P	Mn	Al	Ni	V		
GRUPA I												
1.	1,330	11,608	1,056	0,027	0,213	0,020	0,352	0,026	0,000	0,733	2-x-a/b	18
2.	1,311	11,163	1,049	0,024	0,223	0,019	0,337	0,026	0,000	1,316	3-x-a/b	18
3.	1,431	10,896	1,021	0,032	0,865	0,036	0,589	0,145	0,190	1,998	4-x-a/b	18
4.	1,183	10,364	1,006	0,029	0,290	0,021	0,347	0,035	0,000	2,982	5-x-a/b	18
GRUPA II												
5.	1,542	11,831	1,115	0,030	0,584	0,025	0,964	0,009	0,194	0,554	7-x-a/b	18
6.	1,536	11,562	1,111	0,030	0,562	0,025	0,931	0,005	0,182	1,053	8-x-a/b	18
7.	1,660	10,437	1,110	0,032	0,473	0,035	0,477	0,021	0,139	2,015	9-x-a/b	18
8.	1,624	10,076	1,062	0,026	0,476	0,034	0,472	0,012	0,124	2,992	10-x-a/b	18
GRUPA III												
9.	1,753	10,839	1,125	0,035	0,514	0,034	0,533	0,023	0,158	0,502	12-x-a/b	18
10.	1,711	10,524	1,130	0,033	0,514	0,034	0,524	0,017	0,150	1,006	13-x-a/b	18
11.	1,632	11,466	1,268	0,022	0,549	0,022	0,662	0,019	0,035	1,908	14-x-a/b	18
12.	1,626	11,236	1,248	0,020	0,540	0,021	0,650	0,025	0,019	2,801	15-x-a/b	18
GRUPA IV												
13.	1,972	9,990	1,139	0,040	0,224	0,023	0,375	0,001	0,110	0,549	17-x-a/b	18
14.	1,890	9,995	1,127	0,045	0,192	0,025	0,355	0,002	0,107	0,881	18-x-a/b	18
15.	1,836	9,712	1,090	0,038	0,190	0,023	0,334	0,002	0,072	2,335	19-x-a/b	18
16.	1,787	9,742	1,129	0,038	0,232	0,028	0,067	0,027	0,067	2,838	20-x-a/b	18
GRUPA V												
17.	2,270	11,122	1,101	0,030	0,314	0,028	0,477	0,005	0,140	0,357	22-x-a/b	18
18.	2,292	11,016	1,124	0,031	0,326	0,028	0,478	0,004	0,141	0,911	23-x-a/b	18
19.	2,152	11,590	1,092	0,034	0,345	0,030	0,459	0,008	0,123	1,967	24-x-a/b	18
20.	2,272	11,524	0,797	0,035	0,697	0,038	0,517	0,073	0,000	2,802	25-x-a/b	18

U tabeli 4 grupe uzoraka označene su sa GRUPA I do V, a broj serija označen sa 1 do 20. U koloni „oznaka uzoraka“, oznaka x predstavlja broj komada uzoraka (I, II i III), dok oznake a/b označavaju: a – uzorci otpušteni na 250°C, b – uzorci otpušteni na temperaturi od 400°C.

3.2. MEHANIČKA PRIPREMA UZORAKA

Površina uzoraka posle livenja je gruba, neravna i nepogodna za dalju pripremu i ispitivanja. Pored toga, posle termičke obrade uočena je i blaga izvitoperenost komada, gubitak osnosimetričnosti i promena dimenzija uzoraka, što je posledica većeg broja faktora o čemu je bilo reči u prethodnom poglavlju. Kako je na uzorcima prethodno bila izvršena potrebna termička obrada i obrada poboljšanjem (kaljenje i otpuštanje), bilo je neophodno da se mehanička obrada obavi uz intenzivno hlađenje uzoraka, kako bi se sprečila promena strukture metalne osnove čelika. Stoga je mašinska obrada obavljena uz primenu SPH sredstava, na sobnoj temperaturi.



Svi uzorci, kako epruvete za ispitivanje zatezanjem, tako i za ispitivanje udarne žilavosti i tvrdoće bili su obrađeni brušenjem ili struganjem.



Slika 46 Brusilica LŽT – Kikinda, tip: PRB 500/800

Uzorci pravougaonog poprečnog preseka namenjeni za ispitivanje udarne žilavosti i tvrdoće obrađeni su na brusilici za ravno brušenje LŽT – Kikinda, tip PRB 500/800 sa steznim magnetnim stolom. Na magnetnom stolu brusilice postavljeno je zajedno po 15 uzoraka, a brušenje je izvršeno brusnim točilom srednje finoće. Brušenjem su uklonjene neravnine i nečistoće, uz konstantno hlađenje emulzijom za odvođenje toplote. Skidanje defektnog sloja obavljeno je sa minimalnom zahvatnom dubinom i to u više prolaza, sa svake strane sve dok se poprečni presek ne svede na meru 10x10 mm. S obzirom na male planirane dodatke ukupna dubina brušenja nije bila veća od 0,5 mm što sigurno nije moglo da izazove bilo kakve promene neopredno na površini komada. Na slici 46 prikazana je alatna brusilica, a na slici 47 proces brušenja uzorka.



Posle brušenja uzorci su bili ravni, glatki i svi istog poprečnog preseka. Njihova dužina je bila oko 90 mm, pa je bilo potrebno da se skrate na standardnu dužinu od 55 mm. Preostali deo je za potrebe ispitivanja tvrdoće isečen na dužinu 30 mm.

Na slici 48 prikazani su uzorci za ispitivanje žilavosti posle brušenja, a na slici 49 posle sečenja na standardnu dužinu.



Slika 47 Proces brušenja na brusilici LŽT – Kikinda, tip: PRB 500/800



Slika 48 Izgled uzoraka posle brušenja





Slika 49 Isečeni uzorci za ispitivanje žilavosti

Za ispitivanje zatezne čvrstoće probne epruvete obrađene su na univerzalnom alatnom strugu tipa PA, uz konstantno hlađenje i smanjenu brzinu rezanja zbog velike tvrdoće materijala. Za obradu su korišćene pločice izrađene od sinterovanog kubnog bor nitrida, švedskog proizvođača SANDVIK oznake CNGA-7050 koje se koriste za obradu zakaljenih i veoma tvrdih površina. Obrada epruveta do standardnih dimenzija izvršena je u više prolaza. Na slici 50 prikazane su epruvete za ispitivanje zatezanjem posle mehaničke obrade.



Slika 50 Izgled epruveta za ispitivanje zatezanjem posle mehaničke obrade



3.3. ISPITIVANJE TVRDOĆE

Pod tvrdoćom podrazumevamo otpor koji materijal pokazuje pri utiskivanju nekog tvrdog tela u njegovu površinu. Ispitivanje tvrdoće je specifično u odnosu na druga mehanička ispitivanja, jer ne dolazi do razaranja materijala kao kod ostalih ispitivanja.

Faktori koji utiču na vrednost ispitivanja tvrdoće su:

- vreme trajanja ispitivanja,
- heterogenost materijala i
- način merenja.

Vreme trajanja ispitivanja nije uzeto u obzir kod gore navedene definicije. Faktor vremena trajanja ispitivanja daje prednost Šorovoj metodi, jer je kod nje vreme automatski podešeno [63].

Heterogenost materijala predstavlja takođe jednu od poteškoća pri merenju tvrdoće materijala, budući da se ispitivanja vrše mestimično po površinama. Ovaj uticaj je naročito primetan, kod ispitivanja tvrdoće jednog istog materijala na više mesta pri čemu su dobijeni različiti rezultati i ako je prosečna tvrdoća ispitivanog materijala svuda jednaka. Iz tog razloga merenje tvrdoće se vrši na više mesta na uzorku, a kao merodavna uzima se srednja vrednost [63].

Merilo tvrdoće je veličina otiska koji ostavlja tiskivač određenog oblika i veličine, izrađen od posebno tvrdog materijala, pod dejstvom određene sile na površini ispitivanog materijala [63].

S obzirom na to da se u našem slučaju očekuju relativno velike tvrdoće ispitivanog materijala to je izabrana Rokvelova HRC metoda. Očekivane tvrdoće su veličine $HRC > 40$. To u stvari znači da će se utiskivanje izvršiti kupom čiji je izgled dat na slici 51. Ispitivanje je rađeno po standardu SRPS ISO 6508:1994.



Slika 51 Izgled kupastog utiskivača



Merenje tvrdoće urađeno je u laboratoriji za ispitivanje materijala „Zastava kamioni – Fiat“ na Rokvel uređaju prikazanom na slici 52. Merenje je vršeno u tri tačke i srednja vrednost tvrdoće uzeta kao merodavna. Izgled otisaka prikazan je na slici 53.



Slika 52 Uređaj za merenje tvrdoće po HRC metodi



Slika 53 Fotografija uzorka i merna mesta na uzorku



3.4. ISPITIVANJE UDARNE ŽILAVOSTI

Ispitivanje žilavosti u ovom radu je postavljena kao ciljana veličina. Pod žilavošću se podrazumeva sposobnost nekog metala ili legure da se suprostave dejstvu udara. Ukoliko je za lomljenje uzorka udarom potrebno veći utrošeni rad, utoliko se taj materijal smatra žilavijim. Ispitivanja žilavosti se definišu po Šarpijevoj metodi.

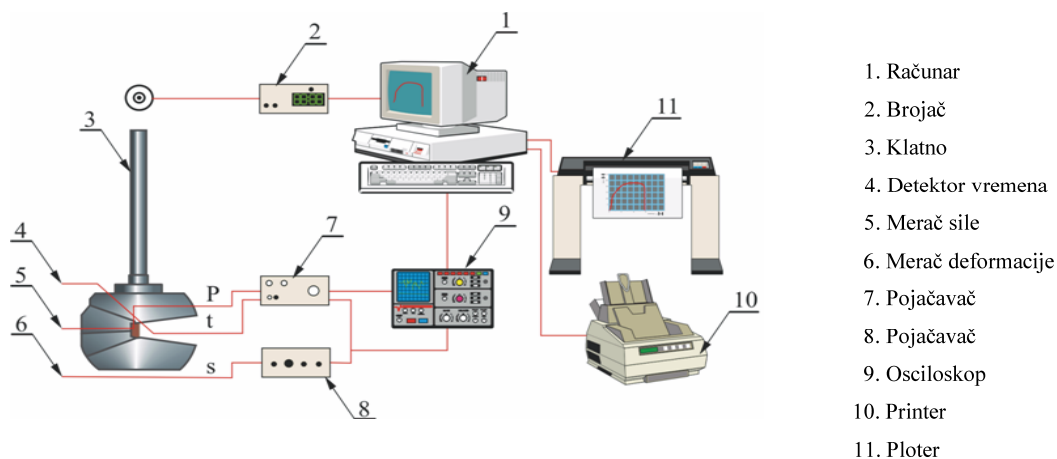
Veliki broj mašinskih delova i konstrukcija izložen je u toku rada udarnim opterećenjima. Karakteristike osnovnog materijala, pri udarnim opterećenjima razlikuju se od karakteristika dobijenih statičkim dejstvom sile. Zato je razumljiva potreba za njihovim određivanjem. Ispitivanje savijanjem udarnim dejstvom sile na epruvetama sa zarezom može da pruži i objašnjenje o ponašanju materijala pri ometanom deformisanju, tj. pri prostornom naponskom stanju. Određivanje rada potrebnog za lom pod utvrđenim uslovima ispitivanja najčešće služi za tekuću kontrolu kvaliteta i homogenosti materijala, kao i njegove obrade. Ovim postupkom ispitivanja može se utvrditi sklonost ka krtom lomu, odnosno sklonost ka povećanju krtosti u toku eksploatacije (starenje). Za ispitivanje savijanjem pri udarnom dejstvu sile na epruvetama sa zarezom postoji nekoliko postupaka: Šarpi, Izo, Gijeri, Šnat. Uslovi ispitivanja, kao i oblik i dimenzije epruveta kod navedenih postupaka se razlikuju, te se rezultati ispitivanja dobijeni različitim metodama ne mogu upoređivati [60,63].

Za određivanje ukupne energije udara najpoznatija je metoda po Šarpiju. Ova metoda je propisana standardom SRPS EN 10045-1 i SRPS EN 10045-2. Epruvete i ispitivanje moraju biti u skladu sa ovim standardom u pogledu uzimanja epruveta i temperature ispitivanja.

Pri ispitivanju savojnim udarnim opterećenjem energija loma određuje se kao integralna veličina. Tako određena energija loma ne daje mogućnost razdvajanja otpornosti materijala prema stvaranju, odnosno širenju prsline. Da bi se to postiglo udarna sila i vreme treba da budu kontinualno zapisivani tokom ispitivanja, što je moguće izvesti instrumentiranjem klatna [64]. Shema savremenog instrumentiranog klatna je data na slici 54.

Iz priložene šeme je vidljivo da instrumentiranje klatna obuhvata povezivanje merača sile, koji je instaliran u čekić klatna, detektora vremena loma i merača deformacije preko pojačivača sa osciloskopom. Kako je lom epruvete izazvan udarom kratkotrajna pojava (0,5-8 ms), to je uloga osciloskopa da registrovane signale učini vidljivim. Osciloskop se zatim povezuje sa računarnom radi obrade dobijenih signala pri merenju.



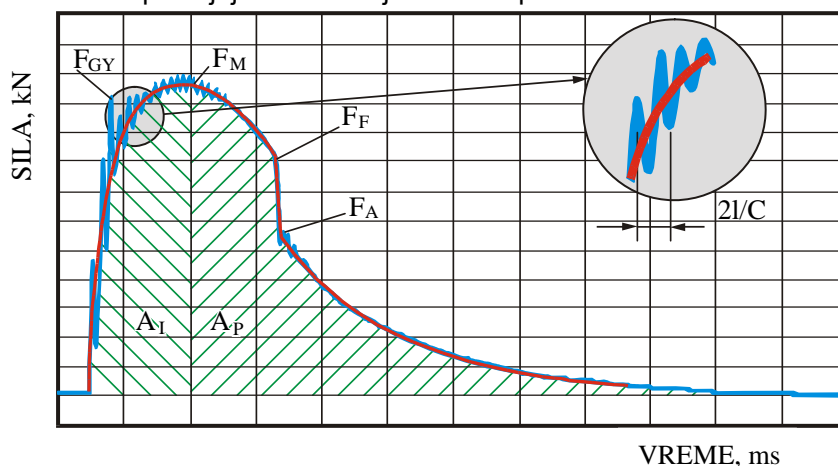


Slika 54 Shematski prikaz instrumentiranog Šarpijevog klatna [64]

Praćenje promene sile sa vremenom omogućava da se sazna nešto više o tome da li je utrošeni rad za lom uzorka posledica delovanja niske vrednosti sile na duže vreme, ili kratkotrajnog delovanja visoke vrednosti sile, što je bitno za ocenu ponašanja materijala.

Ispitivanjem epruvete na instrumentiranom klatnu omogućeno je praćenje promene sile sa vremenom [64]. Tako dobijen dijagram sila-vreme (sl. 55), omogućuje određivanje sledećih podataka:

- F_{GY} - dinamička sila napona tečenja; određuje se na mestu zakrivljenja dijagrama, tj. na prelaznoj tački od linearne ka nelinearnoj zavisnosti sila-vreme; ona služi u prvoj aproksimaciji kao mera plastičnog popuštanja ligamenta uzorka;
- F_M - maksimalna sila na krivoj sila-vreme;
- F_F - sila početka nestabilnog rasta prsline; određuje se kao sila na preseku glatke krive i strmo padajućeg dela krive sila-vreme;
- F_A - sila pri kojoj se zaustavlja brzi rast prsline.



Slika 55 Tipičan dijagram sila-vreme za izraženo plastično ponašanje materijala, dobijen na instrumentiranom klatnu [64]



Kada se strmi pad sile podudara sa maksimalnom silom, onda je $F_M = F_F$. Sila F_A se određuje kao presek strmog pada krive sila-vreme i glatke krive koja osciluje. Definisane sile na slici 55 odgovaraju deformacijama koje nose iste indekse kao ove sile. Dodatno se definiše deformacija s_T na kraju krive sila-deformacija.

- s_{GY} - deformacija na početku plastičnog loma ligamenta,
- s_M - deformacija pri maksimalnoj sili,
- s_F - deformacija pri inicijaciji nestabilnog rasta prsline,
- s_A - deformacija na kraju nestabilnog rasta prsline,
- s_T - deformacija na kraju krive sila-deformacija, pri čemu je kraj ove sile definisan kao $0,02F_M$.

Za celovitiju ocenu ponašanja materijala pri udarnom opterećenju potrebno je znati koji se deo energije troši za stvaranje prsline, a koji deo za širenje prsline. Postoji više metoda kojima se može razdvojiti ukupna energija udara, A_{uk} , na energiju za stvaranje prsline, A_I , i energiju za širenje prsline, A_P . Većina njih se zasniva na tome da energija za stvaranje prsline ne zavisi od radijusa zareza, već da radijus utiče na energiju za širenje prsline.

Najprihvatljiviji postupak određivanja energije širenja prsline je preko "zamorne prsline" [64]. Suština ovog postupka je da se epruveta lomi na Šarpi klatnu i energija koja se pritom utroši za lom je praktično energija širenja prsline, A_P . Ukoliko je poznata vrednost ukupne energije udara ispitivanog materijala onda može da se izračuna deo energije potrebne za stvaranje prsline, A_I :

$$A_I = A_{uk} - A_P \dots (5)$$

Određivanje energije stvaranja i energije širenja prsline po ovoj metodi obavlja se na jednom uzorku (za razliku od drugih postupaka), što daje veću tačnost. Na dijagramu sila-vreme (sl. 55), obeležene su površine A_I i A_P koje su proporcionalne energijama stvaranja i širenja prsline. Treba napomenuti da se iz dijagrama sila-vreme mogu odrediti i sila na granici tečenja, maksimalna sila i sila krtog loma, kao što je to prikazano na slici 55. Međutim, treba uzeti u obzir da se u ispitivanju ne iskazuju uvek sve ove sile. Dva materijala koja imaju jednake vrednosti ukupne energije loma udarom, mogu da imaju različite energije stvaranja i širenja prsline. S tačke gledišta sigurnosti konstrukcije bolji je onaj materijal koji ima malu energiju stvaranja prsline, a veliku energiju širenja prsline.

Instrumentirano Šarpijevo klatno na kome je vršeno ispitivanje je *SCHENCK-TREBEL 150/300 J* koje je prikazano na slici 56.

Pored ostalih specifičnosti uslova rada konstrukcionih elemenata na udarna opterećenja jedno od najvažnijih je svakako promena preseka gde dolazi i do najvećih naprezanja. U cilju postizanja takvih uslova tj. radnih uslova, epruvete za ispitivanje žilavosti su specijalnog oblika, veličine i obrade. Ranije su epruvete bile različitog oblika i veličine te su se rezultati ispitivanja umnogome razlikovali. Zbog toga je težnja ka usvajanju jednog standardnog tipa epruvete određenog oblika i dimenzija.

Po domaćem standardu probni uzorci su kvadratnog poprečnog preseka 10x10 mm i dužine 55 mm. Poprečni presek može biti i manjih dimenzija 7,5x7,5 mm ili 5x5 mm ali se one vode kao specijalni probni uzorci.





Slika 56 Instrumentirano Šarpijevo klatno „SCHENCK-TREBEL“ 150/300 J

Za ispitivanje žilavih materijala na sredini probnog uzorka izrađuje se zarez koji može imati oblik latiničnog slova „V“ sa radijusom u samom korenu zareza koji iznosi 0,25 mm i uglom zareza koji iznosi 45° (moguće su i druge varijante što zavisi od karakteristike materijala) i oblik latiničnog slova „U“ čija je dubina zareza 5 mm i radijus zaobljenja podnožja zareza od 1 mm. Svrha ovih zarezova je da omogući lom probnog uzorka iz jednog udara tj. omogućuje prelom probnog uzorka baš u tom delu gde se on i nalazi.

U našem slučaju materijal koga ispitujemo pokazao bi izrazito veliku krtoš t.j. sklonost ka krtom lomu. Iz tog razloga pomenuti zarez nije potreban i ispitivanja su izvršena bez ikakve promene poprečnog preseka probnog uzorka. Izgled probnog uzorka dat je na slici 57.



Slika 57 Izgled probnog uzorka za ispitivanje udarne žilavosti po Šarpi metodi



Vrednost žilavosti ispitivanog materijala izračunava se svođenjem utrošenog rada, na prelamanju epruvete, na površinu preseka epruvete tj.:

$$\rho = \frac{A}{A_0} \dots\dots\dots (6)$$

Na dobijenu vrednost žilavosti utiče veći broj faktora kao:

- 1) **Zarez** epruvete ima za cilj, da približi ispitivanje specifičnostima radnih uslova materijala u konstrukcijama opterećenim na udar kod elemenata sa promenljivim presecima, s obzirom da na tim mestima dolazi do koncentracije naprezanja. Veličina žilavosti zavisi od oblika i dimenzija zareza, jer promena oblika i dimenzija zareza pri konstantnoj dubini menja veličinu rada potrebnog za prelom epruvete [63]. Osim toga, oblik i dimenzije zareza utiču i na veličinu zone deformisanja. Uticaj dubine zareza, tj. odnosa veličina t/h epruvete ima naročiti uticaj na vrednost žilavosti [60,63,65].
- 2) **Temperatura** deluje tako, što pri sniženju temperature plastična svojstva čelika se smanjuju brže nego otpornost loma. Znači, pri niskim temperaturama krti lom nastaje pre pojave plastičnih deformacija. Vidan uticaj temperature na žilavost metala je kod onih koji kristališu po prostorno centriranoj kubnoj rešetki ili heksagonalnoj, dok je kod metala, koji kristališu po površinski centriranoj kubnoj rešetki, uticaj temperature na vrednost žilavosti je mnogo manji. Temperature pri kojoj vrednost žilavosti prelazi od maksimalne do minimalne vrednosti naziva se prelaznom temperaturom i označava sklonost materijala ka krtom lomu. Preporučuje se, da se za vrednost prelazne temperature može smatrati temperatura pri kojoj je vrednost žilavosti 20 J/cm². No, za tačno ispitivanje ponašanja žilavosti nekog materijala sa promenama temperature potrebno je izvršiti ispitivanja sa snimanjem dijagrama žilavost-temperatura [63].
- 3) **Deformacija** na hladno i starenje utiču takođe na vrednost žilavosti u zavisnosti od temperature. Za izučavanje procesa starenja, epruvete se podvrgavaju veštačkim starenju, koje su posle 10% izduženja ili skraćenja, žarene 1 – 2 sata na temperaturi 250°C. Ako su epruvete bile podvrgnute žarenju na temperaturi koja prelazi temperaturu maksimalne brzine starenja (oko 250°C), deo naglog pada temperaturske krive žilavosti pomeraće se ponovo ulevo i žilavost će se povećati. Ovo povećanje žilavosti ide sve dotle, dok temperatura žarenja ne bude jednaka temperaturi rekristalizacije, kada se postiže maksimalna vrednost žilavosti [63].
- 4) **Termičke obrade** različito utiču na žilavost tj. sa usitnjavanjem strukture povećava se žilavost i deo naglog pada žilavosti pomera se ka nižim temperaturama [63].
- 5) **Termohemijske obrade** i to površinske imaju takođe vidnog uticaja na žilavost. Kod pocinkovanih čelika deo naglog pada temperaturne krive žilavosti pomera se ka višim temperaturama. Međutim, ako se cink ukloni sa



površine deo naglog pada temperaturne krive žilavosti se vraća u prvobitni položaj. Nitriranje takođe deluje štetno na žilavost. Sa povećanjem dubine nitriranog sloja žilavost se smanjuje [63].

- 6) **Legiranje** po pravilu povećava žilavost, i pomera deo naglog pada temperaturne krive žilavosti ka nižim temperaturama. Naročito se ističu svojim pozitivnim uticajem Ni, Mo, Ti i V (vanadijum) [63].
- 7) **Brzina udara** treba da iznosi 5 – 7 m/s. Uporedo sa brzinom udara na vrednost žilavosti utiču i veličina utrošenog rada na kidanje epruvete ispitivanog materijala. Šepers i Liht su proučavali uticaj snage klatna na žilavost i to: sa klatnom 2 energije 150 J i sa klatnom energije 300 J, pri konstantnoj brzini udara. Epruvete na kojima su vršili ispitivanje bile su od dve vrste ugljeničnih čelika. Ispitivanja su pokazala da su se kod žilavosti ($10 - 30 \text{ J/cm}^2$) rezultati ispitivanja poklapali, dok se kod većih žilavosti ($130 - 170 \text{ J/cm}^2$) rezultati ne poklapaju. Sa klatnom energije od 150 J dobile su se veće vrednosti žilavosti nego sa klatnom od 300 J. Ovo je objašnjeno time, što se pri povećanju utrošenog rada, neophodnog za razaranje epruvete sa klatnom manje energije, brzina deformacije više smanjuje nego sa klatnom veće energije. Kod malih vrednosti žilavosti ova razlika je zanemarljivo mala [63].

Izgled uzorka posle izvršenog udarnog loma prikazan je na slici 58.

Prikazano instrumentirano Šarpijevo klatno snabdeveno je softverom za obradu signala koji u elektronskom obliku daje udarnu žilavost i potrebne dijagrame u f-ji udarne sile i vremena kao i dijagrame utrošene energije i vremena. Grafički prikaz pomenutih dijagrama vidljiv je na monitoru računara (sl. 59) i odštampam na printeru.



Slika 58 Izgled prelomljenog probnog uzorka





Slika 59 Izgled softvera za obradu signala koji se dobija sa osciloskopa



3.5. ISPITIVANJE ZATEZNE ČVRSTOĆE

Ispitivanje metala zatezanjem je jedno od najstarijih ispitivanja po kojem se nekada, pa i danas u nekim zemljama, vršila klasifikacija metala naročito čelika. Ispitivanje se sastoji u opterećivanju epruvete zateznom silom, po pravilu, do prekida u cilju određivanja jedne ili više mehaničkih osobina [63,65].

Ispitivanje zatezanjem, kao i ostala ispitivanja vrše se na sobnoj temperaturi ($23^{\pm 5}\text{°C}$), sem ako nije posebno naznačeno da treba ispitivanje izvršiti na nekoj posebnoj temperaturi. Radi analize ispitivanog materijala potrebno je izračunati pojedine podatke koje smo dobili u toku ispitivanja. Najznačajniji podatak za anilizu materijala je:

R_m – koji predstavlja predstavlja **zateznu čvrstoću**, tj. naprezanje izazvano maksimalnom silom zatezanja svedeno na jedinici površine prvobitnog preseka epruvete, i izračunava se po obrascu:

$$R_m = \frac{F_M}{A_0} [MPa] \dots\dots\dots (7)$$

gde je:

F_M – maksimalna sila zatezanja, tj. maksimalna sila koju ispitivani materijal može da izdrži i

A_0 – površina poprečnog preseka epruvete pre istezanja [63].

U toku ispitivanja ustanovljeno je da je ovaj materijal sklon krutom lomu tako da su deformacije uzorka posle ispitivanja praktično zanemarljive. To u stvari znači da je smanjenje poprečnog preseka, tj. „kontrakcija“ vrlo mala tako da su deformacije samog poprečnog preseka takođe vrlo male. Što se tiče ostalih promena na probnim uzorcima kao što je izduženje, i ono je izuzetno malo.

Epruvete ispitivanje zatezanjem moraju biti pripremljene prema zahtevima evropskih standarda za različite materijale (EU 18). Dimenzije probnih uzoraka su po standardu SRPS EN 10 002-1 za ovu vrstu ispitivanja. Skica epruvete namenjena ispitivanju na zatezanje prikazana je na slici 29.

Površina probnih uzoraka treba da je glatka i ravna bez riseva i brazdi kako bi se izbegla koncentracija napona. Takođe, radijus prelaza između dela za hvatanje probnog uzorka i mernog dela epruvete mora da bude što veći u cilju smanjenja pojave koncentracije napona.

Mašine za ispitivanje (kidalica) mora biti kalibrisana u saglasnosti sa EN 10 002-2. Mašina za zatezanje koja je korišćena u ovim ekperimentima je hidraulična kidalica



SCHENCK-TREBEL tipa *TYP-PM 400 R_n* maksimalne sile kidanja 400 kN. Izgled ove kidalice prikazana je na slici 60.

Izabrana hidraulična kidalica ima niz prednosti kao što su: lako očitavanje maksimalne sile kidanja kao i ploter koji u toku zatezanja iscrtava dijagram sile u funkciji jediničnog izduženja i sile zatezanja. Hidraulične čeljusti sa mogućnošću regulisanja sile stezanja obezbeđuju zatezanje bez proklizavanja (sl. 61).

Ovakve čeljusti omogućuju brzo i jednostavno postavljanje probnih uzoraka, ali što je još bitnije omogućuju potpuno aksijalno postavljanje uzoraka što za posledicu ima potpuno aksijalno naprezanje bez mogućnosti krivljenja i pojavu eventualnih tangencijalnih napona koja izazivaju složen vid naprezanja i nerealnu vrednost sile zatezanja.



a)

b)

Slika 60 Fotografija kidalice: a) izvršni deo mašine i b) merni deo mašine

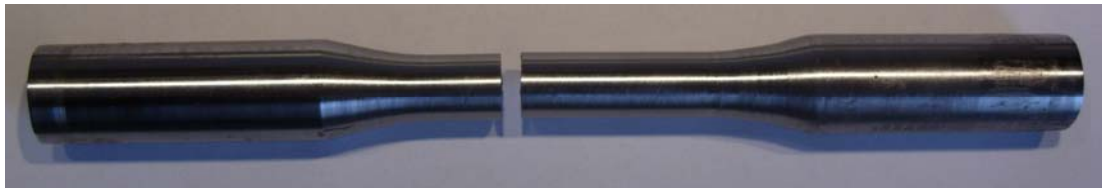


Slika 61 Fotografija donje stezne hidraulične čeljusti



Brzina ispitivanja je u granicama od 0,008 mm/s, kako je i predviđeno ovim standardom.

Na slici 62 prikazan je prelomljeni uzorak na kome se, takođe, zapaža odsustvo bilo kakvih deformacija što svedoči o krutom lomu materijala, a na slici 63 prikazan je izgled prelomne površine uzorka što potkrepljuje činjenicu da je reč o krutom lomu.



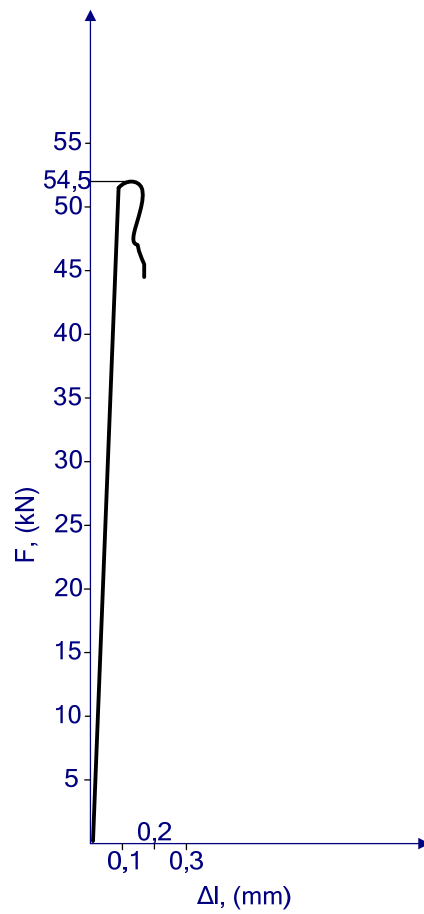
Slika 62 Izgled prelomljenog probnog uzorka



Slika 63 Izgled prelomne površine

Kao što je napred spomenuto univerzalna hidraulična kidalica poseduje ploter koji iscrtava dijagrame kidanja u funkciji sile zatezanja i izduženja. Za svaki uzorak je crtan dijagram, koji su međusobno veoma slični, pa je iz tog razloga ovde prikazan samo jedan karakterističan dijagram (sl. 64).





Slika 64 Dijagram zatezanja u f-ji sile i izduženja



3.6. ISPITIVANJE STRUKTURE

Da bi se stvorila kompletna slika o ovom materijalu neophodno je sprovesti i ispitivanje strukture materijala, raspored prisutnih faza, kao i hemijski sastav istih jer je to usko vezano za mehaničke karakteristike materijala. Za potrebe ovih ispitivanja sprovedena je optička i elektronska mikroskopija (SEM).

3.6.1. Svetlosna mikroskopija

Za potrebe ovih ispitivanja neophodno je adekvatno pripremiti probne uzorke. Priprema uzorka izvodi se brušenjem, poliranjem i nagrizanjem. Brušenju prethodi obaranje ivice na uzorcima kako bi se izbegla eventualna oštećenja uređaja.

Brušenje površine uzorka obavlja se brusnim papirom različite finoće. Počinje se sa papirom finoće P500, uz dodatak vode, vodeći računa da se brušenje vrši u jednom smeru. Kada sve brazde na brušenoj površini budu u istom smeru, uzorak se okreće za 90° i ponovo vuče takođe samo u jednom smeru, recimo uvek ka onom koji izvodi brušenje. Pošto se izgube sve brazde iz prethodnog brušenja, i ostanu one koje su posledica poslednjeg brušenja, uzorak se ponovo okreće za 90° i postupak se ponavlja. Ovako okretanje i brušenje uzoraka ponavlja se 4 do 5 puta, što zavisi od prethodne finoće površine. Po završetku brušenja uzorak se dobro ispere mlazom vode kako bi se sprečilo da opiljci iz predhodne faze brušenja budu preneseni u sledeću fazu pripreme. Finoća brusne hartije se postepeno povećava, a koriste se papiri finoće P1000, P1500, P2000, P2500, P3000, P3500 i na kraju P4000. Postupak brušenja ponavlja se kao u prvoj fazi bez preskakanja primene navedene finoće papra.

Posle brušenja uzorci su spremni za poliranje. Poliranje je izvršeno na dve filc tkanine s tim što je jedna od njih grublja, a druga finija. Filc tkanine su pričvršćene na rotacionim diskovima koji se u toku poliranja obrću određenom brzinom. Početak poliranja je na grubljoj filc tkanini uz dodatak rastvora glinice, tj aluminijum oksida kao sredstva za poliranje. Posle završene prve faze uzorci se obilno ispiraju, u ovom slučaju, destilovanom vodom. Isprani uzorci se zatim poliraju na finoj polir tkanini, takođe uz dodatak istog sredstva za poliranje. Ispolirani uzorci se zatim isperu destilovanom vodom, a potom 96% rastvorom etil alkohola i ostave da se osuše. Ovako pripremljene, polirane i očišćene površine treba zaštititi od kontakta sa drugim površinama, a naročito od dodira i vlage.

Da bi mikrostuktura čelika postala vidljiva pod svetlosnim mikroskopom neophodno je određenim rastvorom otkriti strukturu, odnosno izvršiti nagrizanje površine.



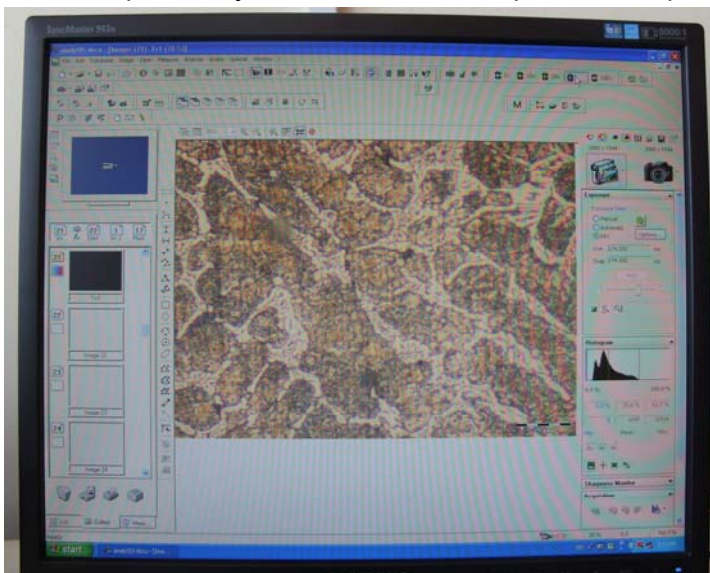
Za nagrizanje uzoraka korišćen je *Nital* – 10% rastvor azotne kiseline (HNO_3) u etil alkoholu. Nagrizanje je izvršeno potapanjem polirane površine u vremenskom trajanju od 10 sekundi, nakon čega su se uzorci vadili i odmah ispirali vodom i alkoholom. Ispiranjem se sprečava dalje nagrizanje i prenamaganje površine uzorka. Pripremljen preparat se suši i stavlja u eksikator radi zaštite od vlage.

Za posmatranje mikrostrukture korišćen je svetlosni mikroskop *OLYMPUS* tip *GX41*, koji je prikazan na slici 65.



Slika 65 Izgled svetlosnog mikroskopa *OLYMPUS* tipa *GX41*

Ovaj model mikroskopa snabdeven je digitalnom kamerom koja je povezana sa računaru. Na računaru je instaliran softver za obradu slike i to: *A-MOD-GS-PL* za faznu analizu i merenje debljine sloja u preseku, *A-MOD-GS-PL* za određivanje veličine zrna i *A-MOD-I-ASTM* za analizu sekundarnih faza, uključaka i inkluzija, prema standardu *ASTM E1245*. Na slici 66 prikazan je izled mikrostrukture posmatrane površine.



Slika 66 Izgled fotografije snimljen digitalnom kamerom



3.6.2. Skenirajuća elektronska mikroskopija

Elektronska mikroskopija (*Scanning Electron Microscope - SEM*), urađena je na istim uzorcima uz ponovljenu pripremu koja se sastojala od poliranja. Naime, ovaj način posmatranja površine ne zahteva nagrivanje površine uzorka već idealno glatku i odmašćenu površinu. Odmašćivanje je izvršeno potapanjem uzorka pojedinačno u staklenu posudu sa benzolom i stavljanjem istih u ultrazvučnu kadicu.

Za ispitivanje je korišćen skenirajući elektronski mikroskop JEOL tip JSM-6610LV koji je prikazan na slici 67.



Slika 67 Izgled SEM uređaja JEOL tip JSM-6610LV

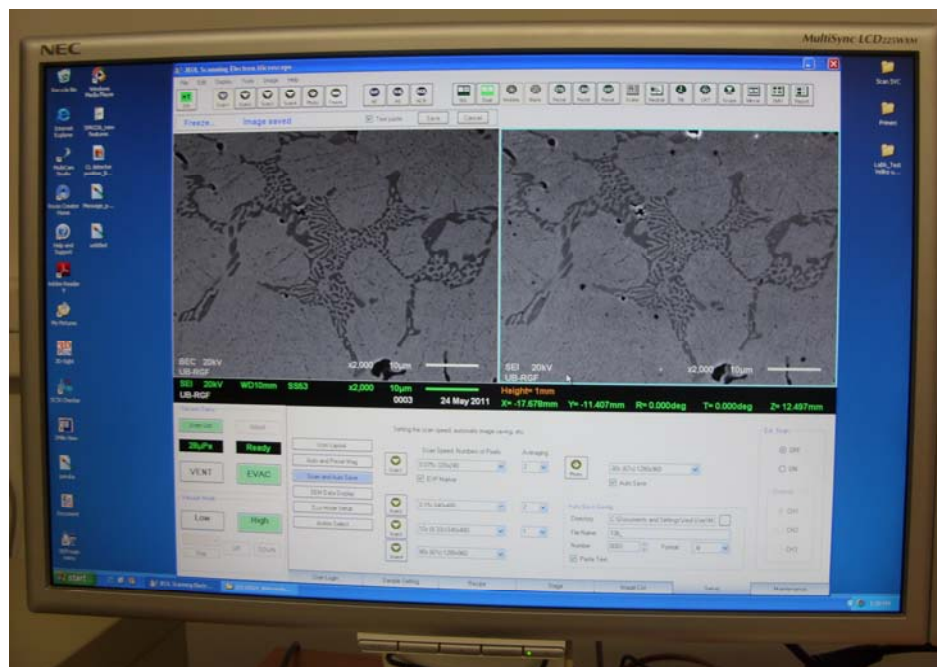
Izgled fotografije sa mogućnostima softvera za upravljanje uređajem i obradu snimaka prikazan je na slici 68.

Mogućnosti SEM mikroskopije su daleko veće nego kod svetlosne mikroskopije. Kod svetlosne mikroskopije postoje izvesna ograničenja sa veličinom uvećanja koje iznosi maksimalno do 1000x, zatim, moguće je samo posmatranje strukture, identifikacija prisutnih faza, oblika određenih faza, rasporeda i smera rasprostiranja kao i merenje rastojanja između faza i merenja površina koje zauzima posmatrana faza.



SEM mikroskopija omogućuje daleko veća uvećanja čak i do 50.000 puta. Zatim, uz pomoć EDS uređaja¹ moguće je određivanje hemijskog sastava u tački prisutnih faza na površini uzorka koji se posmatra. Analizom uz pomoć EDS uređaja određuje se prisustvo svih hemijskih elemenata koji se nalaze u posmatranoj tački, odnosno veoma maloj površini. Takođe, moguće je napraviti mapu raspodele uticajnih hemijskih elemenata što je od ogromnog značaja za razumevanje i detekciju prisutnih faza na ispitivanom uzorku. Prisustvo hemijskih elemenata je dato u masenim i atomskim procentima. I pored velikih mogućnosti uvećanja, posmatranje i ispitivanje uzoraka je uglavnom rađeno sa uvećanjem od 2000 puta. Sa većim uvećanjem gubi se kvalitet fotografije, a i preciznost hemijske analize. Snop EDS uređaja ima prečnik 5 μm . Kada bi smo radili sa ekstremnim uvećanjima snop bi hvatao granična ili susedna polja odnosno faze, što bi moglo da nas navede na pogrešne zaključke.

Na slici 68 dat je primer SEM mikrofotografije strukture Cr-Mo-V čelika.



Slika 68 Prikaz fotografije i maske programa za upravljanje uređajem i obradu slike

¹ EDS – Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy



4. REZULTATI MERENJA

Za planirana istraživanja, izrađeni su i pripremljeni uzorci za ispitivanje zatezne čvrstoće, udarne žilavosti i tvrdoće prema napred opisanoj metodologiji. Za ispitivanje tvrdoće, optička i elektronska posmatranja (SEM posmatranja) korišćeni su uzorci posle ispitivanja udarne žilavosti s tim što je na njima izvršena posebna priprema za posmatrane površine. Plan ispitivanja uzoraka predviđen je tako da se prvo izvrši ispitivanje tvrdoće, zatim izvrši ispitivanje žilavosti, a potom optička i elektronska posmatranja.

Ovakav plan i redosled ispitivanja je unapred osmišljen kako bi se ispitivanja izvršila na uzorcima dobijenim izlivanjem serije iz istog kalupa, iste šarže legure, i jednom termičkom obradom serije s ciljem da merni rezultati budu sa što manje grešaka zbog promene režimskih uslova rada koji su neizbežni u proizvodnim pogonima.

4.1. REZULTATI MERENJA TVRDOĆE

Rezultati merenja tvrdoće prikazani su tabelarno.

Tabela 5 Rezultati ispitivanja tvrdoće uzoraka grupe 1

Serija	Oznaka uzoraka		Tvrdoća, (HRC)		Srednja vrednost tvrdoće, (HRC)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C,	V,
							(%)	(%)
1	2-I-a	2-I-b	54,91	56,00	56,60	56,00	1,4	0,5
	2-II-a	2-II-b	54,54	54,00				
	2-III-a	2-III-b	60,35	58,00				
2	3-I-a	3-I-b	55,60	55,80	56,00	55,00	1,4	1,0
	3-II-a	3-II-b	55,70	54,80				
	3-III-a	3-III-b	56,70	54,40				
3	4-I-a	4-I-b	53,10	52,10	52,50	53,00	1,4	2,0
	4-II-a	4-II-b	52,00	51,50				
	4-III-a	4-III-b	52,40	55,40				
4	5-I-a	5-I-b	50,70	51,40	51,00	52,00	1,4	3,0
	5-II-a	5-II-b	51,40	52,90				
	5-III-a	5-III-b	50,90	51,70				



Tabela 6 Rezultati ispitivanja tvrdoće uzoraka grupe 2

Serija	Oznaka uzoraka		Tvrdoća, (HRC)		Srednja vrednost tvrdoće, (HRC)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	7-I-a	7-I-b	56,90	57,50	57,50	58,00	1,6	0,5
	7-II-a	7-II-b	58,50	59,50				
	7-III-a	7-III-b	57,10	57,00				
2	8-I-a	8-I-b	55,11	56,30	57,00	55,40	1,6	1,0
	8-II-a	8-II-b	54,35	54,60				
	8-III-a	8-III-b	61,54	55,30				
3	9-I-a	9-I-b	56,80	54,20	56,20	54,20	1,6	2,0
	9-II-a	9-II-b	56,00	53,90				
	9-III-a	9-III-b	55,80	54,50				
4	10-I-a	10-I-b	54,90	53,00	55,50	53,65	1,6	3,0
	10-II-a	10-II-b	55,20	54,45				
	10-III-a	10-III-b	56,40	53,50				

Tabela 7 Rezultati ispitivanja tvrdoće uzoraka grupe 3

Serija	Oznaka uzoraka		Tvrdoća, (HRC)		Srednja vrednost tvrdoće, (HRC)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	12-I-a	12-I-b	62,70	58,50	61,50	58,90	1,8	0,5
	12-II-a	12-II-b	60,80	60,10				
	12-III-a	12-III-b	61,00	58,10				
2	13-I-a	13-I-b	59,80	56,90	60,00	57,60	1,8	1,0
	13-II-a	13-II-b	59,10	57,60				
	13-III-a	13-III-b	61,10	58,30				
3	14-I-a	14-I-b	58,70	56,00	59,00	56,40	1,8	2,0
	14-II-a	14-II-b	60,70	55,40				
	14-III-a	14-III-b	58,60	57,80				
4	15-I-a	15-I-b	58,00	54,85	57,20	55,30	1,8	3,0
	15-II-a	15-II-b	56,90	55,10				
	15-III-a	15-III-b	56,70	55,95				



Tabela 8 Rezultati ispitivanja tvrdoće uzoraka grupe 4

Serija	Oznaka uzoraka		Tvrdoća, (HRC)		Srednja vrednost tvrdoće, (HRC)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	17-I-a	17-I-b	61,99	60,50	62,50	61,00	2,0	0,5
	17-II-a	17-II-b	63,31	59,70				
	17-III-a	17-III-b	62,20	62,80				
2	18-I-a	18-I-b	59,00	60,00	60,00	60,00	2,0	1,0
	18-II-a	18-II-b	58,00	61,00				
	18-III-a	18-III-b	63,00	59,00				
3	19-I-a	19-I-b	59,00	57,50	59,20	57,20	2,0	2,0
	19-II-a	19-II-b	59,76	56,90				
	19-III-a	19-III-b	58,84	57,20				
4	20-I-a	20-I-b	57,90	54,60	58,10	55,70	2,0	3,0
	20-II-a	20-II-b	56,50	57,70				
	20-III-a	20-III-b	59,90	54,80				

Tabela 9 Rezultati ispitivanja tvrdoće uzoraka grupe 5

Serija	Oznaka uzoraka		Tvrdoća, (HRC)		Srednja vrednost tvrdoće, (HRC)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	22-I-a	22-I-b	66,00	61,53	63,00	62,25	2,2	0,5
	22-II-a	22-II-b	60,00	61,73				
	22-III-a	22-III-b	63,00	63,43				
2	23-I-a	23-I-b	59,50	62,50	60,30	60,50	2,2	1,0
	23-II-a	23-II-b	61,30	59,20				
	23-III-a	23-III-b	60,10	59,80				
3	24-I-a	24-I-b	61,80	57,90	60,10	58,50	2,2	2,0
	24-II-a	24-II-b	59,90	58,00				
	24-III-a	24-III-b	58,60	59,60				
4	25-I-a	25-I-b	58,50	55,90	58,90	57,20	2,2	3,0
	25-II-a	25-II-b	58,60	59,10				
	25-III-a	25-III-b	59,60	56,60				



4.2. REZULTATI ISPITIVANJA UDARNE ŽILAVOSTI

U tabelama 10 do 14 prezentirani su rezultati ispitivanja udarne žilavosti za grupu uzoraka I do V i to za temperature otpuštanja 250 i 400°C.

Tabela 10 Rezultati ispitivanja udarne žilavosti uzoraka grupe 1

Serija	Oznaka uzoraka		Udarne žilavost, (J/cm ²)		Udarne žilavost (srednja vrednost), (J/cm ²)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
	1	2-I-a	2-I-b	6,60	7,20	6,81	6,20	1,4
2-II-a		2-II-b	7,35	5,90				
2-III-a		2-III-b	6,48	5,50				
2	3-I-a	3-I-b	6,77	6,49	6,95	6,72	1,4	1,0
	3-II-a	3-II-b	7,35	6,39				
	3-III-a	3-III-b	6,73	7,28				
3	4-I-a	4-I-b	6,99	7,17	7,10	6,80	1,4	2,0
	4-II-a	4-II-b	7,05	6,64				
	4-III-a	4-III-b	7,26	6,59				
4	5-I-a	5-I-b	7,89	8,99	7,93	8,95	1,4	3,0
	5-II-a	5-II-b	7,86	8,94				
	5-III-a	5-III-b	8,04	8,92				



Tabela 11 Rezultati ispitivanja udarne žilavosti uzoraka grupe 2

Serija	Oznaka uzoraka		Udarne žilavost, (J/cm ²)		Udarne žilavost (srednja vrednost), (J/cm ²)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	7-I-a	7-I-b	5,50	5,53	5,65	5,58	1,6	0,5
	7-II-a	7-II-b	5,53	5,45				
	7-III-a	7-III-b	5,92	5,76				
2	8-I-a	8-I-b	6,40	6,89	5,95	6,72	1,6	1,0
	8-II-a	8-II-b	5,61	6,69				
	8-III-a	8-III-b	5,84	6,58				
3	9-I-a	9-I-b	6,80	6,49	6,90	6,83	1,6	2,0
	9-II-a	9-II-b	6,70	6,70				
	9-III-a	9-III-b	7,20	7,30				
4	10-I-a	10-I-b	7,26	8,68	7,81	8,75	1,6	3,0
	10-II-a	10-II-b	8,35	9,05				
	10-III-a	10-III-b	7,62	8,52				

Tabela 12 Rezultati ispitivanja udarne žilavosti uzoraka grupe 3

Serija	Oznaka uzoraka		Udarne žilavost, (J/cm ²)		Udarne žilavost (srednja vrednost), (J/cm ²)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	12-I-a	12-I-b	5,49	5,79	5,60	5,53	1,8	0,5
	12-II-a	12-II-b	5,28	5,36				
	12-III-a	12-III-b	6,03	5,44				
2	13-I-a	13-I-b	5,61	6,64	5,90	6,70	1,8	1,0
	13-II-a	13-II-b	5,82	6,56				
	13-III-a	13-III-b	6,27	6,90				
3	14-I-a	14-I-b	6,80	6,68	6,85	6,81	1,8	2,0
	14-II-a	14-II-b	7,00	6,47				
	14-III-a	14-III-b	6,75	7,28				
4	15-I-a	15-I-b	7,74	7,71	7,80	7,75	1,8	3,0
	15-II-a	15-II-b	8,00	7,65				
	15-III-a	15-III-b	7,66	7,89				



Tabela 13 Rezultati ispitivanja udarne žilavosti uzoraka grupe 4

Serija	Oznaka uzoraka		Udarna žilavost, (J/cm ²)		Udarna žilavost (srednja vrednost), (J/cm ²)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	17-I-a	17-I-b	5,49	5,98	5,58	5,49	2,0	0,5
	17-II-a	17-II-b	5,80	5,10				
	17-III-a	17-III-b	5,45	5,39				
2	18-I-a	18-I-b	6,06	5,60	5,87	5,65	2,0	1,0
	18-II-a	18-II-b	5,79	5,95				
	18-III-a	18-III-b	5,76	5,40				
3	19-I-a	19-I-b	6,75	6,10	6,81	6,24	2,0	2,0
	19-II-a	19-II-b	6,78	6,42				
	19-III-a	19-III-b	6,90	6,20				
4	20-I-a	20-I-b	7,99	6,94	7,63	6,91	2,0	3,0
	20-II-a	20-II-b	7,39	6,89				
	20-III-a	20-III-b	7,51	6,90				

Tabela 14 Rezultati ispitivanja udarne žilavosti uzoraka grupe 5

Serija	Oznaka uzoraka		Udarna žilavost, (J/cm ²)		Udarna žilavost (srednja vrednost), (J/cm ²)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	22-I-a	22-I-b	2,35	5,22	2,37	5,45	2,2	0,5
	22-II-a	22-II-b	2,28	5,73				
	22-III-a	22-III-b	2,48	5,40				
2	23-I-a	23-I-b	5,40	5,46	4,50	5,55	2,2	1,0
	23-II-a	23-II-b	4,30	5,42				
	23-III-a	23-III-b	3,80	5,77				
3	24-I-a	24-I-b	6,28	6,05	6,45	5,96	2,2	2,0
	24-II-a	24-II-b	7,17	5,90				
	24-III-a	24-III-b	5,90	5,93				
4	25-I-a	25-I-b	6,80	6,34	7,15	6,71	2,2	3,0
	25-II-a	25-II-b	6,90	7,09				
	25-III-a	25-III-b	7,75	6,70				



4.3. REZULTATI ISPITIVANJA ZATEZANJEM

Za svaku seriju ispitano je po tri uzorka istog hemijskog sastava i iste termičke obrade, a srednja vrednost iz tri vrednosti maksimalne sile uzeta je kao merodavna. U tabelama 15 do 19 prikazani su dobijeni rezultati u vidu maksimalnog normalnog napona R_m za sve ispitne grupe i dve vrste termičke obrade.

Tabela 15 Rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće uzoraka grupe 1

Serija	Oznaka uzoraka		Zatezna čvrstoća, (MPa)		Zatezna čvrstoća (srednja vrednost), (MPa)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	2-I-a	2-I-b	663,55	728,97	673,67	735,38	1,4	0,5
	2-II-a	2-II-b	658,60	731,40				
	2-III-a	2-III-b	698,86	745,77				
2	3-I-a	3-I-b	642,64	659,54	655,10	668,28	1,4	1,0
	3-II-a	3-II-b	631,92	656,17				
	3-III-a	3-III-b	590,74	689,13				
3	4-I-a	4-I-b	632,20	642,32	642,32	651,15	1,4	2,0
	4-II-a	4-II-b	627,01	672,50				
	4-III-a	4-III-b	667,75	638,63				
4	5-I-a	5-I-b	588,00	613,53	569,41	632,27	1,4	3,0
	5-II-a	5-II-b	563,50	617,90				
	5-III-a	5-III-b	556,73	665,01				



Tabela 16 Rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće uzoraka grupe 2

Serija	Oznaka uzoraka		Zatezna čvrstoća, (MPa)		Zatezna čvrstoća (srednja vrednost), (MPa)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	7-I-a	7-I-b	649,34	727,55	658,52	733,32	1,6	0,5
	7-II-a	7-II-b	639,86	722,02				
	7-III-a	7-III-b	686,36	750,39				
2	8-I-a	8-I-b	625,24	658,78	631,19	668,12	1,6	1,0
	8-II-a	8-II-b	655,78	648,9				
	8-III-a	8-III-b	612,55	696,68				
3	9-I-a	9-I-b	619,27	639,45	621,57	643,55	1,6	2,0
	9-II-a	9-II-b	637,27	659,15				
	9-III-a	9-III-b	608,17	632,05				
4	10-I-a	10-I-b	548,43	616,10	558,63	620,04	1,6	3,0
	10-II-a	10-II-b	534,93	602,64				
	10-III-a	10-III-b	592,53	641,34				

Tabela 17 Rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće uzoraka grupe 3

Serija	Oznaka uzoraka		Zatezna čvrstoća, (MPa)		Zatezna čvrstoća (srednja vrednost), (MPa)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	12-I-a	12-I-b	638,92	718,95	629,29	727,75	1,8	0,5
	12-II-a	12-II-b	625,81	704,55				
	12-III-a	12-III-b	623,14	759,75				
2	13-I-a	13-I-b	619,58	649,80	622,18	657,91	1,8	1,0
	13-II-a	13-II-b	616,58	638,26				
	13-III-a	13-III-b	630,38	685,67				
3	14-I-a	14-I-b	608,69	666,29	615,99	634,29	1,8	2,0
	14-II-a	14-II-b	601,84	611,09				
	14-III-a	14-III-b	637,44	625,49				
4	15-I-a	15-I-b	541,44	630,02	547,21	614,09	1,8	3,0
	15-II-a	15-II-b	535,91	602,26				
	15-III-a	15-III-b	564,28	609,99				



Tabela 18 Rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće uzoraka grupe 4

Serija	Oznaka uzoraka		Zatezna čvrstoća, (MPa)		Zatezna čvrstoća (srednja vrednost), (MPa)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	17-I-a	17-I-b	610,15	740,18	616,17	716,18	2,0	0,5
	17-II-a	17-II-b	639,42	701,84				
	17-III-a	17-III-b	598,94	706,52				
2	18-I-a	18-I-b	608,93	694,18	611,58	638,45	2,0	1,0
	18-II-a	18-II-b	620,03	619,24				
	18-III-a	18-III-b	605,20	601,93				
3	19-I-a	19-I-b	603,00	568,41	603,55	585,21	2,0	2,0
	19-II-a	19-II-b	606,21	609,64				
	19-III-a	19-III-b	601,44	577,58				
4	20-I-a	20-I-b	567,54	536,95	536,21	545,18	2,0	3,0
	20-II-a	20-II-b	526,22	568,76				
	20-III-a	20-III-b	514,87	529,80				

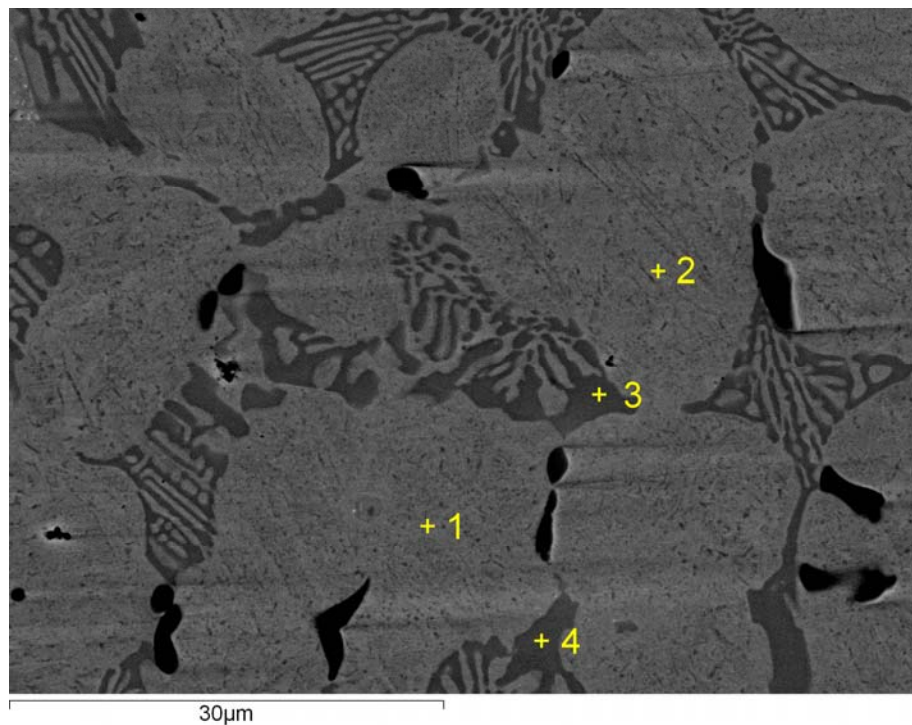
Tabela 19 Rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće uzoraka grupe 5

Serija	Oznaka uzoraka		Zatezna čvrstoća, (MPa)		Zatezna čvrstoća (srednja vrednost), (MPa)		Hemijski sastav	
	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	T=250°C	T=400°C	C, (%)	V, (%)
1	22-I-a	22-I-b	605,10	618,19	606,95	620,78	2,2	0,5
	22-II-a	22-II-b	613,19	608,45				
	22-III-a	22-III-b	602,56	635,70				
2	23-I-a	23-I-b	600,33	589,52	600,84	578,52	2,2	1,0
	23-II-a	23-II-b	598,85	573,07				
	23-III-a	23-III-b	603,34	572,97				
3	24-I-a	24-I-b	589,84	475,90	592,41	489,67	2,2	2,0
	24-II-a	24-II-b	599,10	509,40				
	24-III-a	24-III-b	588,29	483,71				
4	25-I-a	25-I-b	500,79	487,14	516,17	450,80	2,2	3,0
	25-II-a	25-II-b	507,41	426,42				
	25-III-a	25-III-b	540,31	438,84				

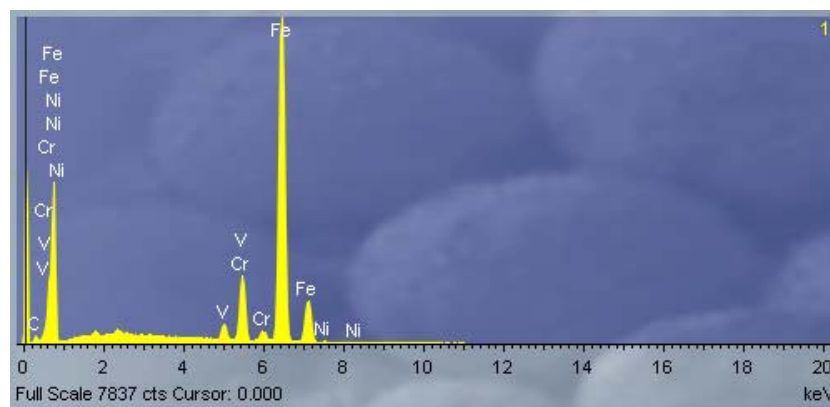


4.4. MIKROSTRUKTURA

Na slici 69 dat je izgled SEM mikrostrukture sa tačkama u kojima je rađena hemijska analiza, dok je na slici 70 prikazan primer dobijene hemijske analize u tački 1.



Slika 69 Položaj mesta gde je rađena hemijska analiza



Slika 70 Hemijska analiza površine označane kao tačka 1



5. DISKUSIJA REZULTATA

5.1. MEHANIČKA ISPITIVANJA

Zapaženo je da rezultati merenja mehaničkih svojstava pokazuju manja odstupanja od očekivanih rezultata. Pretpostavka je da do odstupanja rezultata dolazi zbog uslova izrade uzoraka ili preciznije, uslova pod kojim je izvršeno livenje, kaljenje i otpuštanje uzoraka. Naime, i mala odstupanja temperature i brzine hlađenja pri termičkoj obradi može značajno da promeni rezultate.

Pored toga livenje uzoraka kao i termička obrada izvršena je u više faza pa s obzirom na to da nije moguće postići apsolutno iste uslove livenja normalno je očekivati i određeno rasipanje rezultata pri merenju. Kao što je napred spomenuto izrada uzoraka obavljena je u pogonskim uslovima gde nije moguće postići laboratorijske uslove; odnosno identičan hemijski sastav, precizne temperature livenja, temperaturu i vreme progrevanja uzoraka, temperaturu i brzinu strujanja vazduha pri kaljenju kao i konstantnu temperaturu otpuštanja. Svi ovi parametri održavani su u uskim granicama, ali ipak u pogonskim uslovima pa je i normalno da se pojave manja rasipanja rezultata. Međutim, i pored toga, analizom rezultata zapaža se jasno izražena tendencija promene karakteristika materijala od koga su načinjeni uzorci, u funkciji promene parametra čiji se uticaj na materijal ispituje.

U poglavlju 4. tabelarno su prikazani rezultati merenja za sve izrađene i ispitivane uzorke. Smatrao sam suvišnim da se za svaku promenu sadržaja ugljenika crta poseban dijagram, pa sam usvojio kao merodavno da se za određenu temperaturu otpuštanja i određeni procenat ugljenika na istom dijagramu prikažu krive promena praćenih veličina (tvrdoća, udarna žilavost, zatezna čvrstoća) u zavisnosti od sadržaja vanadijuma.

U cilju uočljivije promene vrednosti praćenih veličina u funkciji sadržaja vanadijuma dobijene vrednosti su usrednjene (geometrijska sredina) i kao takve prikazane u posebnim tabelama.

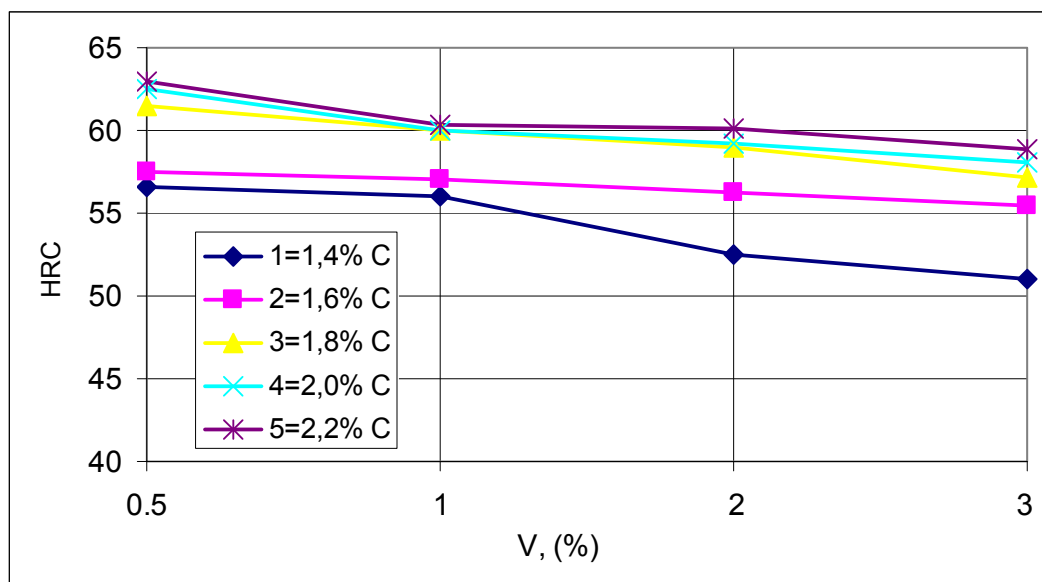


5.1.1. PROMENA TVRDOĆE U ZAVISNOSTI OD SADRŽAJA VANADIJUMA

Na osnovu tabela 5 do 9 u polavlju 4. sačinjena je tabela srednjih vrednosti izmerenih tvrdoća (tab. 20) i na osnovu ovih podataka konstruisan dijagram promene za temperaturno polje otpuštanja od $T = 250^{\circ}\text{C}$ u zavisnosti od sadržaja vanadijuma.

Tabela 20 Vrednosti tvrdoća u zavisnosti sadržaja vanadijuma za $T = 250^{\circ}\text{C}$

Serija	tvrdoća, (HRC)				ugljenik, (%)
	vanadijum, (%)				
	0,5	1,0	2,0	3,0	
1	56,60	56,00	52,50	51,00	1,4
2	57,50	57,00	56,20	55,50	1,6
3	61,50	60,00	59,00	57,20	1,8
4	62,50	60,00	59,20	58,10	2,0
5	63,00	60,30	60,10	58,90	2,2
Srednja vrednost	60,22	58,66	57,40	56,14	



Slika 71 Zavisnost tvrdoće od sadržaja vanadijuma za temperaturu otpuštanja $T = 250^{\circ}\text{C}$



Pri sadržaju vanadijuma od 0,5% najmanja tvrdoća izmerena je na uzorku sa sadržajem ugljenika 1,4%, a najveća na uzorku sa sadržajem ugljenika od 2,2%. Uopšte posmatrano pri sadržaju vanadijuma od 0,5% razlika između najmanje i najveće tvrdoće izmerene na svim uzorcima iznosi 6,4 HRC što predstavlja relativno malu razliku. Razlika tvrdoće pri sadržaju od 1% V neznatno se razlikuje od prethodne i iznosi 4,3 HRC. Ova razlika se ne menja bitno ni pri ostalim sadržajima vanadijuma (2,0 i 3,0% V).

Međutim, zanimljiva pojava je da sa povećanjem sadržaja vanadijuma tvrdoća blago opada pri svim sadržajima ugljenika odnosno kod svih uzoraka. Tako, na primer, srednja vrednost tvrdoće pri 0,5% V iznosi 60,22 HRC, zatim pri 1% V srednja vrednost tvrdoće iznosi 58,66 HRC, a pri 2% V iznosi 57,4 HRC i na kraju pri 3% V srednja vrednost tvrdoće iznosi 56,14 HRC. Globalno posmatrano (sl. 20) tvrdoća blago opada pri svim sadržajima ugljenika sa povećanjem sadržaja vanadijuma.

Promena tvrdoće na uzorcima sa istim hemijskim sastavom ali temperaturom otpuštanja 400°C vidljiva je kroz tabelu srednjih vrednosti dobijene na isti način kao u prethodnom slučaju. Izmerene vrednosti tvrdoće u zavisnosti sadržaja ugljenika i vanadijuma prikazani su u tabeli 21.

Tabela 21 Vrednosti tvrdoća u zavisnosti od sadržaja vanadijuma za $T=400^{\circ}\text{C}$

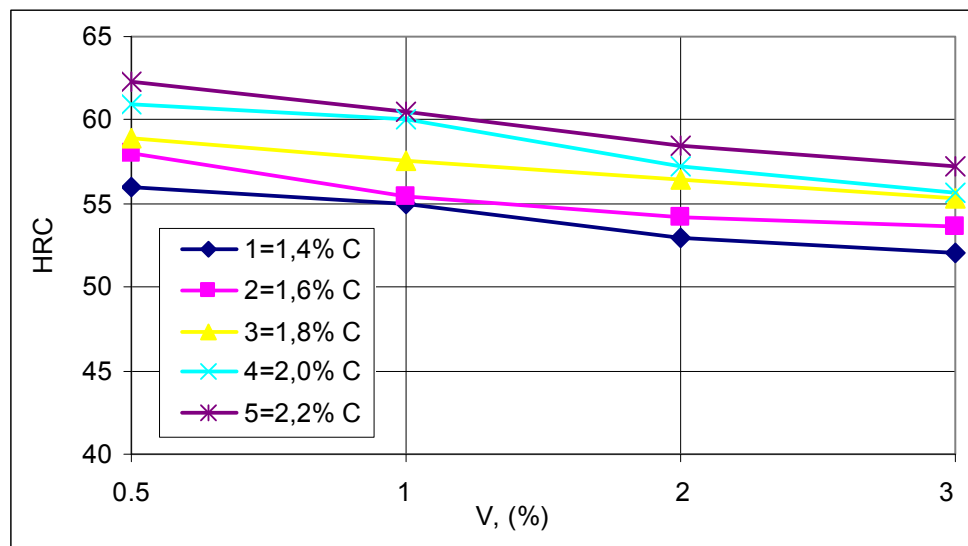
Serija	tvrdoća, (HRC)				ugljenik, (%)
	vanadijum, (%)				
	0,5	1,0	2,0	3,0	
1	56,00	55,00	53,00	52,00	1,4
2	58,00	55,40	54,20	53,65	1,6
3	58,90	57,60	56,40	55,30	1,8
4	61,00	60,00	57,20	55,70	2,0
5	62,25	60,50	58,50	57,20	2,2
Srednja vrednost	59,23	57,70	55,86	54,77	

Na osnovu podataka iz tabele 21 kao srednje vrednosti za određenu seriju uzoraka (tabele 5 do 9) konstruisan je dijagram promene za temperaturno polje otpuštanja $T=400^{\circ}\text{C}$.

Analizom podataka iz tabele 21 i dijagrama datog na slici 72, može se uočiti sledeće: pri sadržaju vanadijuma 0,5%, razlika tvrdoće je neznatna i iznosi 6,25 HRC pri svim sadržajima ugljenika. Ta se razlika smanjuje sa povećanjem sadržaja vanadijuma tako da pri sadržaju vanadijuma od 1% ona iznosi 5,5 HRC, a pri 2% V razlika u tvrdoći iznosi 5,5 HRC. Najmanja razlika je pri 3% V i iznosi 5,2 HRC.

Što se tiče promene tvrdoće za različite sadržaje vanadijuma može se utvrditi da sa povećanjem sadržaja vanadijuma tvrdoća blago opada pri svim sadržajima ugljenika ali znatno izraženijom tendencijom opadanja nego što je to bio slučaj kod temperature otpuštanja od 250°C. Srednja vrednost tvrdoće legure sa sadržajem 0,5% V iznosi 59,23 HRC, sa 1% V iznosi 57,7 HRC (približno konstantna), sa 2% V iznosi 55,86 HRC, a sa 3% V srednja vrednost tvrdoće iznosi 54,77 HRC.





Slika 72 Zavisnost tvrdoće od sadržaja vanadijuma za temperaturu otpuštanja $T=400^{\circ}\text{C}$

Tvrdoće uzoraka istog hemijskog sastava pri temperaturi otpuštanja 400°C su manje nego pri temperaturi otpuštanja 250°C . I u ovom slučaju tvrdoća nešto intenzivnije opada pri svim sadržajima ugljenika sa povećanjem sadržaja vanadijuma (sl. 72).

Na osnovu izloženog, može se utvrditi da sadržaj vanadijum utiče na promenu tvrdoće posmatrane legure i to tako što sa povećanjem sadržaja vanadijuma tvrdoća blago opada.

5.1.2. PROMENA UDARNE ŽILAVOSTI OD SADRŽAJA VANADIJUMA

Udarne žilavost ispitivanog materijala je vrlo važna kako mehanička tako i eksploataciona karakteristika. Postavljeni cilj ovog rada je bio upravo istraživanje zavisnosti između udarne žilavosti i sadržaja vanadijuma. Pored toga, dosadašnja saznanja pokazuju da temperatura otpuštanja, takođe, veoma bitno utiče na vrednost udarne žilavosti. Iz tog razloga i u ovom slučaju ispitivanja su izvršena na dve grupe uzoraka i to sa temperaturom otpuštanja 250°C i sa temperaturom otpuštanja 400°C .

Na osnovu tabela 10 do 14 iz poglavlja 4. sačinjena je tabela srednjih vrednosti udarne žilavosti (tab. 22) i na osnovu ovih podataka konstruisan je dijagram promene udarne žilavosti za uzorke otpuštene na $T=250^{\circ}\text{C}$.

Rezultati udarne žilavosti dobijeni su kao količnik između energije loma i poprečnog preseka epruvete. Standardni poprečni presek epruvete je $10\times 10\text{mm}$, međutim, to se nije moglo uvek ponoviti. U takvim slučajevima izmerena vrednost udarne žilavosti je preračunata na jedinicu J/cm^2 .



Tabela 22 Vrednosti žilavosti za temperaturu otpuštanja $T=250^{\circ}\text{C}$

Serija	žilavost, (J/cm^2)				ugljenika, (%)
	vanadijum, (%)				
	0,5	1,0	2,0	3,0	
1	6,81	6,95	7,10	7,93	1,4
2	5,65	5,95	6,90	7,81	1,6
3	5,60	5,90	6,85	7,80	1,8
4	5,58	5,87	6,81	7,63	2,0
5	2,37	4,5	6,45	7,15	2,2
Srednja vrednost	5,20	5,83	6,82	7,66	

Iz tabele 22 uočljivo je da srednja vrednost udarne žilavosti pri sadržaju vanadijuma od 0,5% iznosi $5,2 \text{ J}/\text{cm}^2$, a pri sadržaju vanadijuma od 1% iznosi $5,83 \text{ J}/\text{cm}^2$. Može se slobodno reći da je promena udarne žilavosti relativno mala. Daljim povećanjem sadržaja vanadijuma od 2% povećava se značajno žilavost i ta vrednost iznosi $6,82 \text{ J}/\text{cm}^2$. Povećanjem sadržaja vanadijuma na 3% udarna žilavost i dalje raste do vrednosti $7,66 \text{ J}/\text{cm}^2$, što za ovakvu vrstu čelika predstavlja relativno visoku vrednost. Međutim, ako se analiziraju podaci iz tabele 22 pri sadržaju vanadijuma od 2% može se uočiti da dobijena vrednost udarne žilavosti iznosila čak i $7,1 \text{ J}/\text{cm}^2$, dok pri sadržaju vanadijuma od 3% ta vrednost iznosi $7,93 \text{ J}/\text{cm}^2$. Većina vrednosti udarne žilavosti pri sadržaju vanadijuma od 3% iznosi oko $7 \text{ J}/\text{cm}^2$ što predstavlja zavidnu vrednost postignute udarne žilavosti. Laboratorijskim načinom izrade i pripreme uzoraka vrednost udarne žilavosti mogla bi biti veća čak i do $10 \text{ J}/\text{cm}^2$.

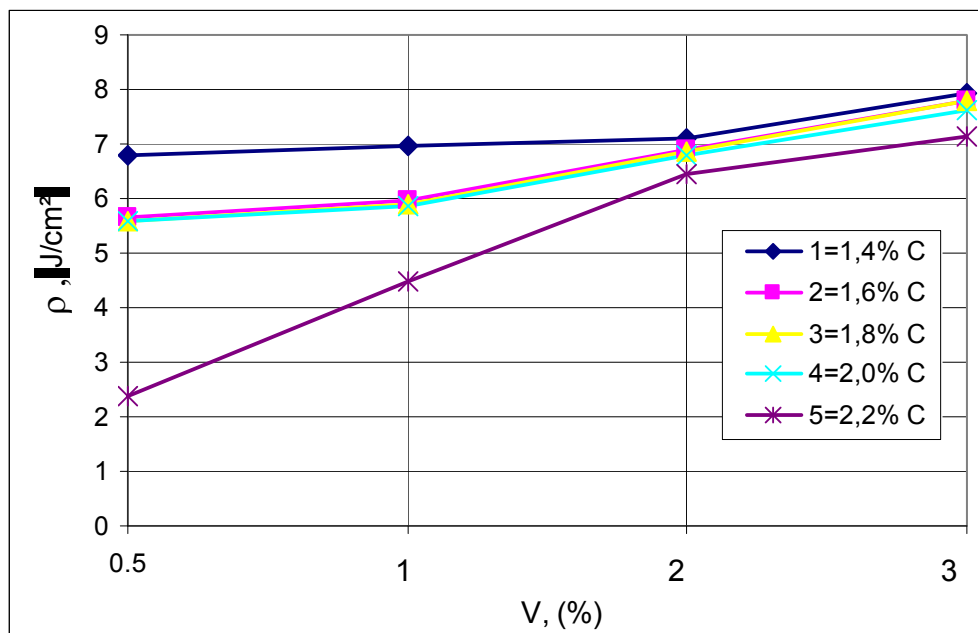
Pored toga, može se zapaziti da se žilavost povećava i sa smanjenjem sadržaja ugljenika. Svi navedeni uzorci pripadaju tzv. ledeburitnim čelicima. Visok sadržaj hroma zatvara γ područje u faznom dijagramu Fe-Fe₃C i pomera tačku E prema nižim koncentracijama ugljenika (znatno ispod 2,11% C). Zbog toga se očvršćivanje visokolegiranih i visokougljeničnih hromnih čelika završava eutektičkom reakcijom, na način sličan livenom gvožđu. Sa povećanjem sadržaja ugljenika raste količina eutektičkog mikrokonstituenta u strukturi, a samim tim opada udarna žilavost. Iako se ovi čelici nazivaju ledeburitni čelici, eutektički mikrokonstituent kristališe kao "razdvojeni eutektikum", pri čemu se eutektički austenit izlučuje na već očvrsla primarna austenitna zrna. Zbog toga se na SM mikrostrukturama ne zapaža karakteristična ledeburitna struktura, tzv. "leopardova koža".

Na osnovu rezultata iz tabele 22 može se konstruisati dijagram promene udarne žilavosti u zavisnosti od sadržaja vanadijuma (sl. 73).

Na dijagramu se zapaža jasan trend povećanja udarne žilavosti sa povećanjem sadržaja vanadijuma u leguri. Ova tendencija je jasno izražena pri svim sadržajima ugljenika osim kod sadržaja 1,4% C kada udarna žilavost sa porastom sadržaja vanadijuma od 1,0% do 3% samo blago raste.



Vrednosti udarne žilavosti za temperaturu otpuštanja 400°C prikazane su u tabeli 23.



Slika 73 Zavisnost udarne žilavosti od sadržaja vanadijuma za temperaturu otpuštanja $T=250^{\circ}\text{C}$

Tabela 23 Vrednosti žilavosti za temperaturu otpuštanja $T=400^{\circ}\text{C}$

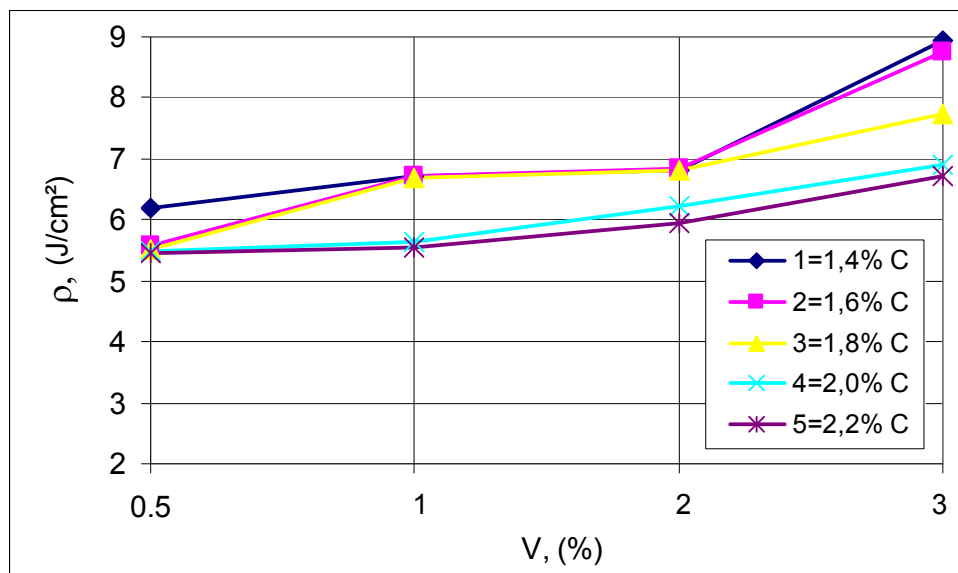
Serija	žilavost, (J/cm^2)				ugljenik, (%)
	vanadijum, (%)				
	0,5	1,0	2,0	3,0	
1	6,20	6,72	6,80	8,95	1,4
2	5,58	6,72	6,83	8,75	1,6
3	5,53	6,70	6,81	7,75	1,8
4	5,49	5,65	6,24	6,91	2,0
5	5,45	5,55	5,96	6,71	2,2
Srednja vrednost	5,65	6,27	6,53	7,81	

Iz tabele 23 može se uočiti da srednja vrednost udarne žilavosti pri sadržaju vanadijuma od 0,5% iznosi $5,65 \text{ J}/\text{cm}^2$, a pri sadržaju vanadijuma od 1% iznosi $6,27 \text{ J}/\text{cm}^2$, što je nešto više nego kod temperature otpuštanja od 250°C . Pri sadržaju vanadijuma od 3% vrednosti udarne žilavosti su takođe veće nego kod temperature otpuštanja od 250°C . Maksimalna postignuta vrednost udarne žilavosti kod temperature otpuštanja od 400°C iznosi $8,95 \text{ J}/\text{cm}^2$. Ovo je veća postignuta vrednost nego u slučaju kada se otpuštanje izvodilo na 250°C . Vrednosti udarne žilavosti pri temperaturi



otpuštanja 400°C su dosta ujednačene. I u ovom slučaju najveće vrednosti udarne žilavosti postignute su pri sadržaju vanadijuma od 3%.

Na slici 74 prikazan je dijagram promene žilavosti u zavisnosti od sadržaja vanadijuma i temperature otpuštanja od $T=400^{\circ}\text{C}$.



Slika 74 Zavisnost udarne žilavosti od sadržaja vanadijuma za temperaturu otpuštanja $T=400^{\circ}\text{C}$

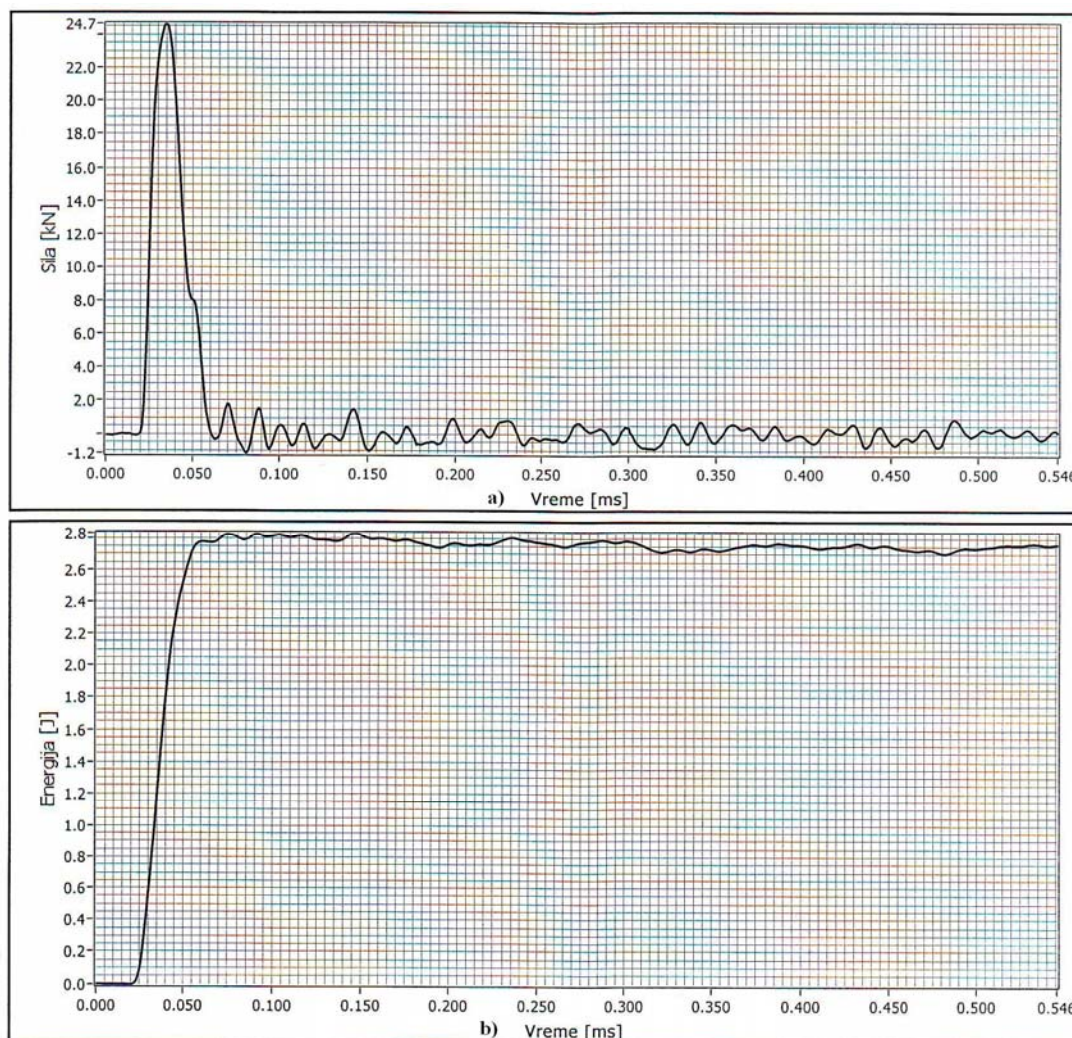
U slučaju otpuštanja na temperaturi 400°C kod svih uzoraka sa sadržajem ugljenika od 1,4 do 2,2% C zapaža se izrazit trend povećanja udarne žilavosti sa povećanjem sadržaja vanadijuma. Najveća vrednost udarne žilavosti postignuta je pri temperaturi otpuštanja od 400°C i iznosi 8,95 J/cm².

Moguće je da bi vrednost udarne žilavosti mogla biti i veća od 10 J/cm², kada bi se izrada uzoraka izvodila u strogo kontrolisanim laboratorijskim uslovima. Međutim, i vrednost od 8,95 J/cm² u pogonskim, odnosno proizvodnim uslovima predstavlja izuzetno dobar rezultat.

Pri ispitivanju udarne žilavosti, pored energije loma, analizirani su i drugi parametri koji su značajni sa aspekta ponašanja ispitivanog materijala. Na slikama 73 i 76 prikazani su karakteristični dijagrami promene sile i udarne energije u funkciji vremena, koji su dobijeni elektronskim merenjem na Šarpijevom klatnu *SCHENCK-TREBEL 150/300J*. Za uzorak 13-III-a prikazan je dijagram sila-vreme (sl. 75.a) i dijagram energija-vreme (sl. 75.b). Hemijski sastav pomenutog uzorka je: 1,8% C, 11% Cr, 1,125% Mo, 1% V. Temperatura otpuštanja uzoraka je 250°C, tvrdoća iznosi 61,1 HRC, a zatezna čvrstoća 630,38 MPa.

Analizom dijagrama promene sile u toku perioda trajanja loma (ms) može se uočiti da sila od prvog kontakta klatna sa ispitivanom epruvetom u vrlo kratkom vremenu (0,017ms) počinje naglo da raste do maksimalne vrednosti od 24,7 kN.





Slika 75 Dijagrami za uzorak 13-III-a: a) sila-vreme i b) energija loma-vreme

U kritičnom preseku epruvete javlja se jedna prslina po čitavom poprečnom preseku i to odmah na početku. Sa spomenutog dijagrama sila-vreme može se očitati i dinamička sila napona tečenja (sila na mestu prelaska krive od linearnog oblika u nelinearni, zakrivljeni oblik), koja iznosi oko 22,0 kN. Energija stvaranja prsline je skoro jednaka energiji širenja prsline. S obzirom na ovakav odnos energije za stvaranje prsline i energije za širenje prsline može se konstatovati da ovaj uzorak sa gore navedenim hemijskim sastavom i termičkom obradom poseduje veliku krtoš uz veliku tvrdoću (61,1 HRC), a lošu žilavost te kao takav nije pogodan za izradu delova koji su izloženi promenljivom dinamičkom opterećenju, ali se može koristiti za delove opterećene na habanje statičkim opterećenjem.

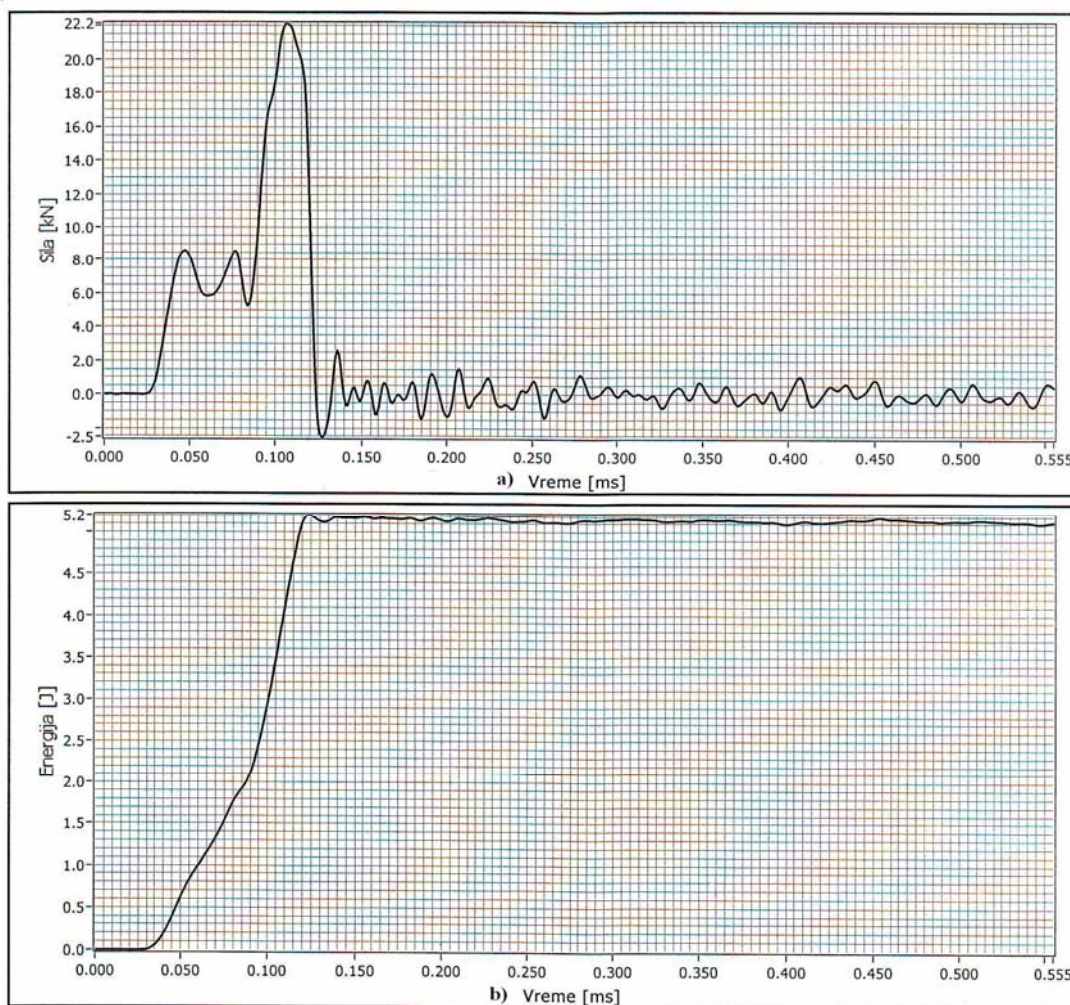
Energija udara počinje da raste istovremeno kako raste sila lomljenja epruveta sve do maksimalne vrednosti od 2,8 J.

Na slici 76.a,b prikazan je dijagram sile-vreme i dijagram energija-vreme za drugi uzorak sa drugačijim hemijskim sastavom i drugom temperaturom otpuštanja. Oblik ove



druge krive na dijagramu se bitno razlikuje od prethodnog. Karakteristike uzorka 2-I-b su 1,4% C, 10,7% Cr, 1,056% Mo i 0,5% V. Dobijene mehaničke karakteristike za ovaj uzorak su tvrdoća 56 HRC i zatezna čvrstoća 728,97 MPa.

Izgled dijagrama sila-vreme uzorka 13-III-a i 2-I-b se bitno razlikuju. Kod uzorka 13-III-a sila naglo raste sve do dostizanja maksimalne vrednosti, dok kod uzorka 2-I-b to nije slučaj. Sila raste do vrednosti od 8 kN da bi brzo opala na vrednost 6 kN, zatim ponovo raste, takođe, do vrednosti 8 kN, i ponovo pada na 5 kN, da bi zatim nastavila da raste do maksimalne vrednosti od 22,2 kN. Prethodne oscilacije sile koje se sastoje iz četiri ekstrema mogu se tumačiti na sledeći način. U početnom periodu kada sila počinje da raste stvara se prva mikroprrslina u materijalu, ali ograničene dubine i bez tendencije daljeg širenja, pa u tom momentu sila opada. Daljim hodom klatna, sila se povećava i stvara se nova mikroprrslina i u tom momentu sila ponovo opada. Nastavljanjem kretanja klatna, sila se ponovo povećava i dostiže maksimalnu vrednost. Prethodne prsline se spajaju u jednu i stvara se nova prslina koja se širi po čitavom poprečnom preseku epruvete. Ovakav način stvaranja pojedinačnih mikroprrslina, njihovo spajanje i stvaranje novih je karakteristika žilavih materijala.



Slika 76 Dijagrami za uzorak 2-I-b: a) sila-vreme i b) energija loma-vreme



Što se tiče udarne energije njen karakter promene se menja i u skladu je sa karakterom promene sile loma. Energija loma se ne povećava naglo već postepeno u zavisnosti promene sile u vremenu. Ova promena nije linearna već se menja shodno promeni sile. Kod ovog uzorka udarna energija dostigla je vrednost 5,2 J.

Sa dijagrama sila-vreme (sl. 76) može se pročitati i dinamička sila napona tečenja (sila na mestu prelaska krive od linearnog u nelinearni, zakrivljeni oblik), koja iznosi oko 17,0 kN. Energija stvaranja prsline je mnogo veća od energije širenja prsline. Ovo nas navodi na konstataciju da ovakva vrsta materijala ima bolju žilavost, odnosno manju krtost. Stoga je ovakav materijal dobar sa aspekta primene u slučajevima promenljivog dinamičkog opterećenja i pogodan za izradu delova opterećenih na habanje sa promenljivim dinamičkim opterećenjima.

Analizom svih dobijenih dijagrama, za sve uzorke, primetno je pravilo da se kod svih uzoraka manje udarne žilavosti karakteristični su dijagrami kao na slici 75 dok za sve uzorke koji imaju bolju udarnu žilavost karakteristični dijagrami su kao na slici 76.

5.1.3. PROMENA ZATEZNE ČVRSTOĆE OD SADRŽAJA VANADIJUMA

Zatezna čvrstoća je jedna od najvažnijih karakteristika materijala, ali kod ove familije čelika nije od presudnog značaja. Naime, ovi čelici se koriste kao materijal otporan na habanje, a za otpornost na habanje potrebna je visoka tvrdoća u kombinaciji sa dobrom udarnom žilavošću. Ipak pri planiranju i realizaciji ove doktorske disertacije pretpostavka je bila da zateznu čvrstoću, iako nije najbitnija karakteristika, treba ispitati i utvrditi njenu veličinu i karakter promene u zavisnosti od sadržaja vanadijuma.

S obzirom na konstataciju da je temperatura otpuštanja važan tehnološki parametar koji utiče na karakteristike materijala, ispitivanja zatezne čvrstoće obavljeno je na uzorcima koji su otpušteni na 250 i 400°C.

Na osnovu tabela 15 do 19 iz poglavlja 4. sačinjena je tabela srednjih vrednosti zatezne čvrstoće (tab. 24), a na osnovu tih podataka konstruisan je dijagram zavisnosti zatezne čvrstoće od sadržaja vanadijuma za sve ispitivane uzorke, za temperaturu otpuštanja od $T = 250^{\circ}\text{C}$.

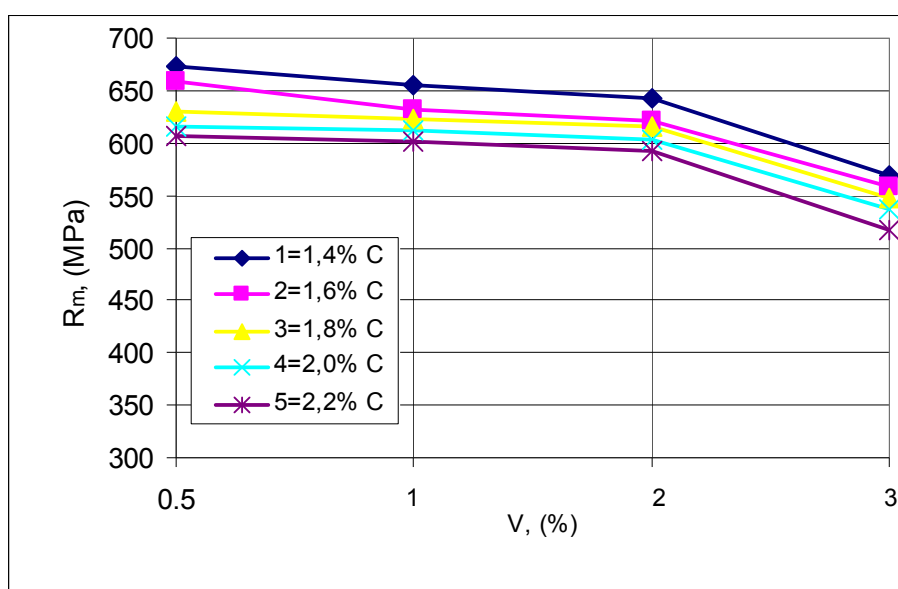
Na osnovu podataka iz tabele 24 može se izračunati srednja vrednost zatezne čvrstoće, koja pri sadržaju vanadijuma od 0,5% iznosi 636,92 MPa, a pri sadržaju od 1% iznosi 624,18 MPa. Pri sadržaju vanadijuma od 2,0%, vrednosti zatezne čvrstoće iznosi 615,17 MPa, odnosno 545,53 MPa pri sadržaju od 3,0% V.

Na slici 77 dat je grafički prikaz promene zatezne čvrstoće za uzorke otpuštene na temperaturi od 250°C.



Tabela 24 Vrednosti zatezних čvrstoća za temperaturu otpuštanja $T = 250^{\circ}\text{C}$

Serija	zatezna čvrstoća, (MPa)				ugljenik, (%)
	vanadijum, (%)				
	0,5	1,0	2,0	3,0	
1	673,67	655,10	642,32	569,41	1,4
2	658,52	631,19	621,57	558,63	1,6
3	629,29	622,18	615,99	547,21	1,8
4	616,17	611,58	603,55	536,21	2,0
5	606,95	600,84	592,41	516,17	3,0
Srednja vrednost	636,92	624,18	615,17	545,53	

Slika 77 Zavisnost zatezne čvrstoće od sadržaja vanadijuma za temperaturu otpuštanja $T = 250^{\circ}\text{C}$

Analizom zavisnosti zatezne čvrstoće od sadržaja vanadijuma može se uočiti da zatezna čvrstoća blago opada sa povećanjem sadržaja ovog legirajućeg elementa. Pri tome, sa povećanjem sadržaja ugljenika u leguri, čvrstoća blago opada što je karakteristično za ledeburitne čelike. Kod sadržaja vanadijuma od 1,0% zatezna čvrstoća ima skoro ujednačenu vrednost za sve sadržaje ugljenika i kreće se od 600,84 do 655,14 MPa. I pri sadržaju vanadijuma od 3,0%, takođe, ima ujednačenu vrednost koja se kreće od 516,17 do 569,41 MPa, a sličan trend zapaža se i kod uzoraka sa 0,5 i 2,0% vanadijuma.

Za uzorke istog hemijskog sastava, ali sa temperaturom otpuštanja 400°C izmerene i izračunate veličine zatezne čvrstoće prikazane su u tabeli 25.



Tabela 25 Vrednosti zateznih čvrstoća za temperaturu otpuštanja $T = 400^{\circ}\text{C}$

Serija	zatezna čvrstoća, (MPa)				ugljenik, (%)
	vanadijum, (%)				
	0,5	1,0	2,0	3,0	
1	735,38	668,28	651,15	632,27	1,4
2	733,32	668,12	643,55	620,04	1,6
3	727,75	657,91	634,29	614,09	1,8
4	716,18	638,45	585,21	545,18	2,0
5	620,78	578,52	489,67	450,80	3,0
Srednja vrednost	706,68	642,25	600,77	572,48	

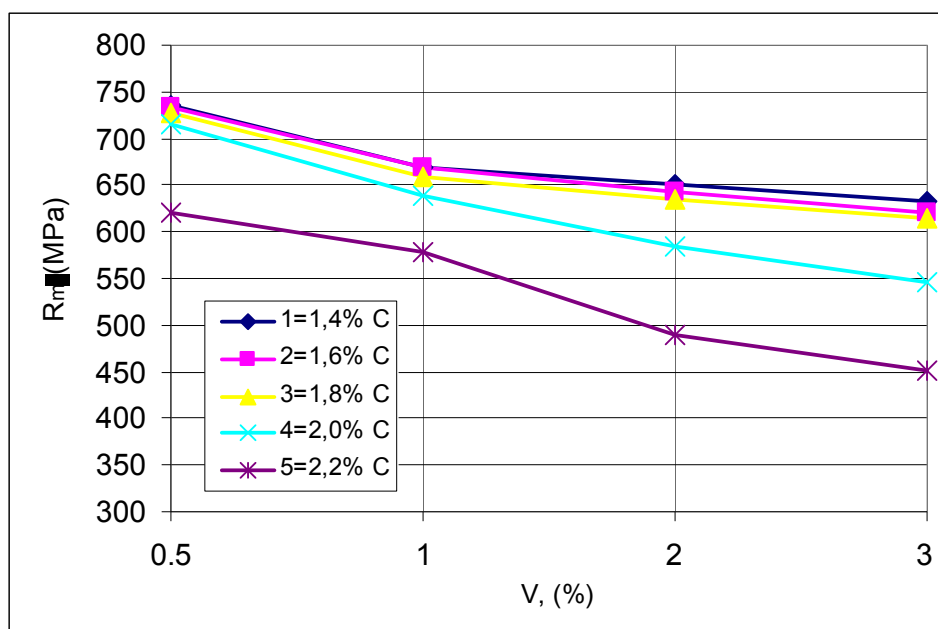
Analizom rezultata iz tabele 25 pri sadržaju vanadijuma od 0,5% zatezna čvrstoća pokazuje sasvim blagi pad sa povećanjem sadržaja ugljenika. Skoro identična situacija je i kod sadržaja vanadijuma od 1,0%, dok se kod sadržaja vanadijuma od 2,0% i 3,0% primećuje nešto veće smanjenje zatezne čvrstoće u zavisnosti od sadržaja ugljenika.

Ako se izvrši poređenje zatezne čvrstoće između uzoraka istog hemijskog sastava, a različite temperature otpuštanja može se konstatovati da je zatezna čvrstoća nešto veća za temperature otpuštanja 250°C , ali su te razlike veoma male tako da se ne može sa sigurnošću tvrditi da li je to povećanje posledica temperature otpuštanja ili su promene stohastičkog karaktera.

Na osnovu podataka iz tabele 25 konstruisan je dijagram promene zatezne čvrstoće za različite vrednosti ugljenika u zavisnosti sadržaja vanadijuma za temperaturu otpuštanja od 400°C .

Na slici 78 prikazana je promena zatezne čvrstoće u zavisnosti sadržaja vanadijuma za uzorke sa različitim sadržajem ugljenika i temperaturu otpuštanja 400°C . Sve krive imaju malu promenu zatezne čvrstoće, ali je trend opadanja očigledan. Globalno posmatrano zatezna čvrstoća se neznatno smanjuje sa sadržajem vanadijuma u intervalu od 0,5 do 3%.





Slika 78 Zavisnost zatezne čvrstoće od sadržaja vanadijuma za temperaturu otpuštanja $T = 400^{\circ}\text{C}$

5.1.4. MEĐUSOBNE ZAVISNOSTI ČVRSTOĆE, TVRDOĆE I UDARNE ŽILAVOSTI

U cilju sagledavanja međusobne zavisnosti čvrstoće, tvrdoće i udarne žilavosti sačinjene su tabele uporednih vrednosti ovih veličina za temperature otpuštanja 250°C i 400°C . U tabeli 26 date su prosečne vrednosti žilavosti i tvrdoće za temperaturu otpuštanja 250°C , a u tabeli 27 prikazani su podaci prosečne vrednosti žilavosti i tvrdoće za temperaturu otpuštanja 400°C i različite sadržaje vanadijuma u oba slučaja.

Tabela 26 Vrednosti žilavosti i tvrdoća za temperaturu otpuštanja $T = 250^{\circ}\text{C}$

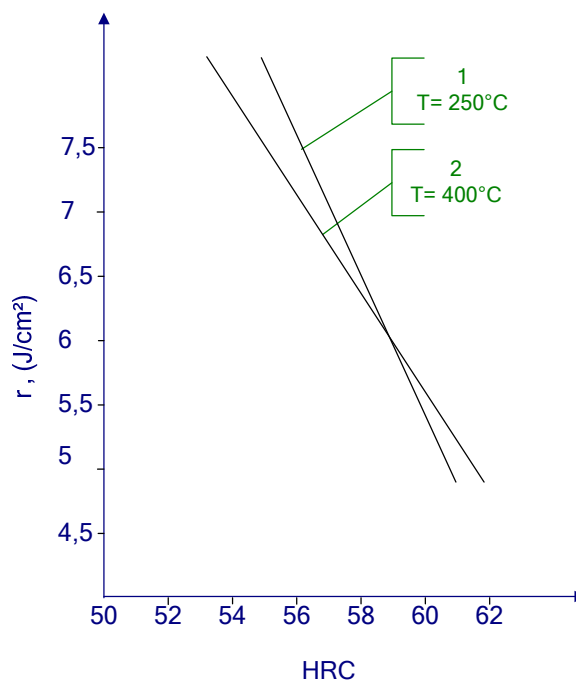
Serija	žilavost, (J/cm^2)				tvrdoća, (HRC)			
	vanadijum, (%)				vanadijum, (%)			
	0,5	1,0	2,0	3,0	0,5	1,0	2,0	3,0
1	6,81	6,95	7,10	7,93	56,60	56,00	52,50	51,00
2	5,65	5,95	6,90	7,81	57,50	57,00	56,20	55,50
3	5,60	5,90	6,85	7,80	61,50	60,00	59,00	57,20
4	5,58	5,87	6,81	7,63	62,50	60,00	59,20	58,10
5	2,37	4,50	6,45	7,15	63,00	60,30	60,10	58,90
Srednje vrednosti	5,20	5,83	6,82	7,66	60,22	58,66	57,40	56,14



Tabela 27 Vrednosti žilavosti i tvrdoća za temperaturu otpuštanja $T=400^{\circ}\text{C}$

Serija	žilavost, (J/cm^2)				tvrdoća, (HRC)			
	vanadijum, (%)				vanadijum, (%)			
	0,5	1,0	2,0	3,0	0,5	1,0	2,0	3,0
1	6,20	6,72	6,80	8,95	56,00	55,00	53,00	52,00
2	5,58	6,72	6,83	8,75	58,00	55,40	54,20	53,65
3	5,53	6,70	6,81	7,75	58,90	57,60	56,40	55,30
4	5,49	5,65	6,24	6,91	61,00	60,00	57,20	55,70
5	5,45	5,55	5,96	6,71	62,25	60,50	58,50	57,20
Srednje vrednosti	5,65	6,27	6,53	7,81	59,23	57,70	55,86	54,77

Na osnovu podataka iz tabele 26 i 27 može se konstruisati dijagram zavisnosti između udarne žilavosti i tvrdoće (sl. 79).



Slika 79 Međusobni odnos udarne žilavosti i tvrdoće

Na dijagramu 79 prikazan je međusobni odnos udarne žilavosti od tvrdoće za ispitivane uzorke, pri čemu se kriva 1 odnosi na uzorke otpuštene na temperaturi 250°C , a kriva 2 na uzorke otpuštene na temperaturi 400°C . Lako je uočiti da između tvrdoće i udarne žilavosti postoji obrnuta proporcionalnost, odnosno da se udarna žilavost ispitivanog materijala povećava kada se tvrdoća smanjuje.

Na prikazanom dijagramu su predstavljene dve krive promene koje su linearnog karaktera i koje nemaju isti intenzitet promene. Kriva 1 koja predstavlja uzorke otpuštene na 250°C zaklapa veći ugao sa apcismom što znači da se mala promena tvrdoće veoma



odražava na promenu udarne žilavosti, odnosno sa malim smanjenjem tvrdoće dobićemo znatno bolju žilavost i obrnuto.

Kriva 2 predstavlja uzorke otpuštene na temperaturi 400°C. I u ovom slučaju promena je linerana, ali ona zaklapa manji ugao sa apcison. Ovo nam govori da je promena manja nego u prethodnom slučaju, odnosno da će smanjenje tvrdoće izazvati značajno manje povećanje žilavosti nego što je to bilo kod krive 1. Matematički rečeno intenzitet promene je manji nego u prethodnom slučaju.

Značajno je još sagledati odnos zatezne čvrstoće od tvrdoće za ovaj ispitivani materijal. U tu svrhu načinjena je tabela podataka zatezne čvrstoće i tvrdoće za sve ispitane serije i na osnovu dobijenih srednjih vrednosti urađen grafički prikaz promene. U tabeli 28 prikazane su vrednosti zatezne čvrstoće i tvrdoće za temperaturu otpuštanja 250°C i u tabeli 29 vrednosti za temperaturu otpuštanja od 400°C.

Tabela 28 Zavisnost zatezne čvrstoće od tvrdoće za temperaturu otpuštanja $T=250^{\circ}\text{C}$

Serija	vanadijum, (%)											
	0,5			1,0			2,0			3,0		
	R _m	HRC	-	R _m	HRC	-	R _m	HRC	-	R _m	HRC	-
1	673,67	56,60	11,9	655,10	56,0	11,69	642,32	52,5	12,23	569,41	51,0	11,2
2	658,52	57,5	11,4	631,19	57,0	11,07	621,57	56,2	11,06	558,63	55,5	10,1
3	629,29	61,5	10,2	622,18	60,0	10,37	615,99	59,0	10,44	547,21	57,2	9,56
4	616,17	62,5	9,86	611,58	60,0	10,19	603,55	59,2	10,19	536,21	58,1	9,23
5	606,95	63,0	9,63	600,84	60,3	9,96	592,41	60,1	9,86	516,17	58,9	8,76
Proseč. vrednost	636,92	60,22	10,6	624,18	58,66	10,64	615,17	57,4	10,72	545,53	56,14	9,72

Tabela 29 Zavisnost zatezne čvrstoće od tvrdoće za temperaturu otpuštanja $T=400^{\circ}\text{C}$

Serija	vanadijum, (%)											
	0,5			1,0			2,0			3,0		
	R _m	HRC	-	R _m	HRC	-	R _m	HRC	-	R _m	HRC	-
1	735,38	56,0	13,1	668,28	55,0	12,1	651,15	53,0	12,3	632,27	52,0	12,1
2	733,32	58,0	12,6	668,12	55,4	12,0	643,55	54,2	11,9	620,04	53,65	11,6
3	727,75	58,9	12,3	657,91	57,6	11,4	634,29	56,4	11,2	614,09	55,3	11,1
4	716,18	61,0	11,7	638,45	60,0	10,6	585,21	57,2	10,2	545,18	55,7	9,8
5	620,78	62,25	9,97	578,52	60,5	9,56	489,67	58,5	8,37	450,80	57,2	7,88
Proseč. vrednost	706,68	59,23	11,9	642,25	57,7	11,1	600,77	55,86	10,7	572,48	54,77	10,4

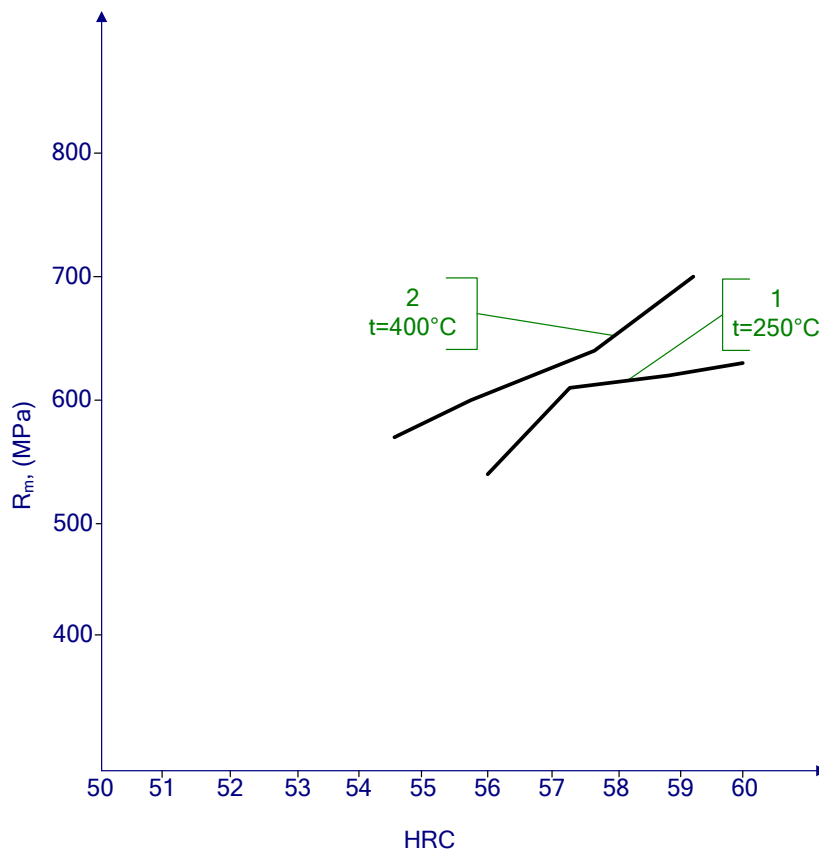
Ako se analiziraju prosečne vrednosti zatezne čvrstoće i prosečne vrednosti tvrdoće, kao i njihov odnos za određeni sadržaj vanadijuma, možemo zaključiti da je taj odnos približno jednak za sve uzorke otpuštene na 250°C i da iznosi 10,42. Za uzorke



otpuštene na 400°C taj odnos je neznatno veći i iznosi 11,025. Može se slobodno zaključiti da je odnos zatezne čvrstoće i tvrdoće konstantan i definisan odnosom:

$$k = \frac{R_m}{HRC} \cong 10,7 \quad \dots\dots\dots (8)$$

Na osnovu prosečnih vrednosti zatezne čvrstoće i srednje vrednosti tvrdoće može se konstruisati dijagram promene R_m - HRC prikazan na slici 80.



Slika 80 Dijagram zavisnosti prosečnih vrednosti zatezne čvrstoće od tvrdoće

Na prikazanom dijagramu kriva 1 predstavlja prosečne vrednosti zatezne čvrstoće i tvrdoće za temperaturu otpuštanja 250°C, a kriva 2 predstavlja promenu prosečnih vrednosti za temperaturu otpuštanja od 400°C. Uočljivo je da kriva promene 1 pravi nagli skok što je verovatno posledica rasipanja rezultata, odnosno odstupanja nekog pojedinačnog rezultata zbog industrijskih uslova izvođenja eksperimenata. Promena krive 2 je približno linearna jer je i funkcija

$$R_m = k \cdot HRC \quad \dots\dots\dots (9)$$

linearna funkcija.

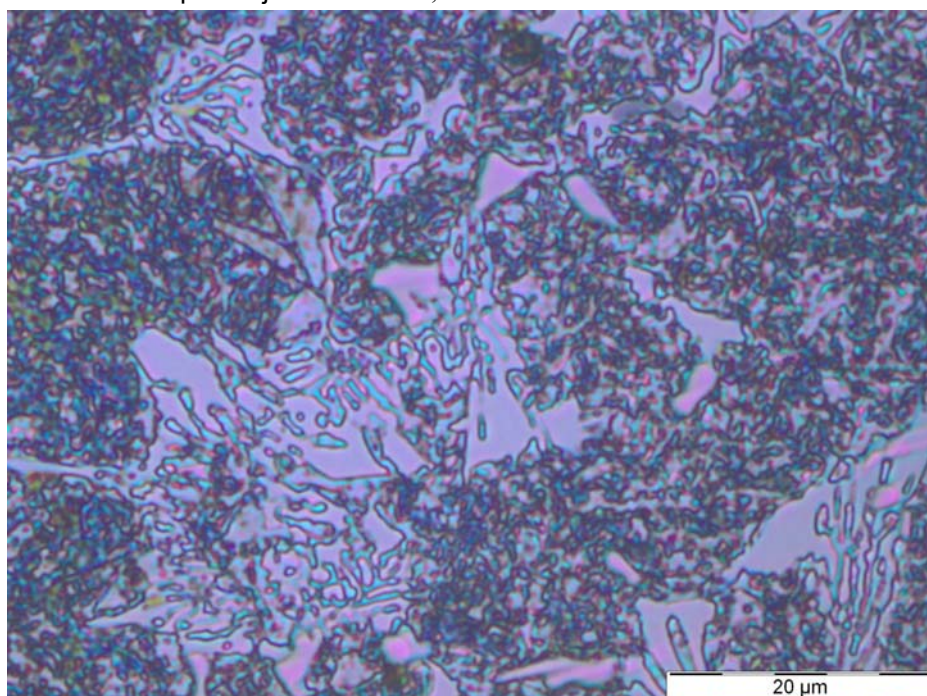


5.2. MIKROSKOPSKA ISPITIVANJA

U poglavlju 5.1. izneti su rezultati ispitivanja uticaja vanadijuma na promene mehaničkih karakteristika legure, što je usko povezano sa promenama mikrostrukture u ovim čelicima. U ovom poglavlju detaljno će se razmotriti zavisnost mikrostrukture od hemijskog sastava, ali pre svega od sadržaja vanadijuma.

5.2.1. UZORCI SA SADRŽAJEM 1,4% C i 0,5 V

Mikrostruktura uzoraka posmatrana je na uzorcima posle termičke obrade poboljšanjem, koja se sastojala u zagrevanju uzoraka na 1000°C i homogenizaciji strukture do potpune austenizacije, kaljenju u struji vazduha kontrolisanom brzinom većom od kritične i otpuštanjem na 250°C, odnosno na 400°C.



Slika 81 Mikrostruktura uzorka 2-I-a

Na slici 81 prikazana je mikrostruktura uzoraka 2-I-a čiji je hemijski sastav: 1,4% C, 10,0% Cr, 1% Mo i 0,5% V otpuštenog na 250°C. Struktura se sastoji od



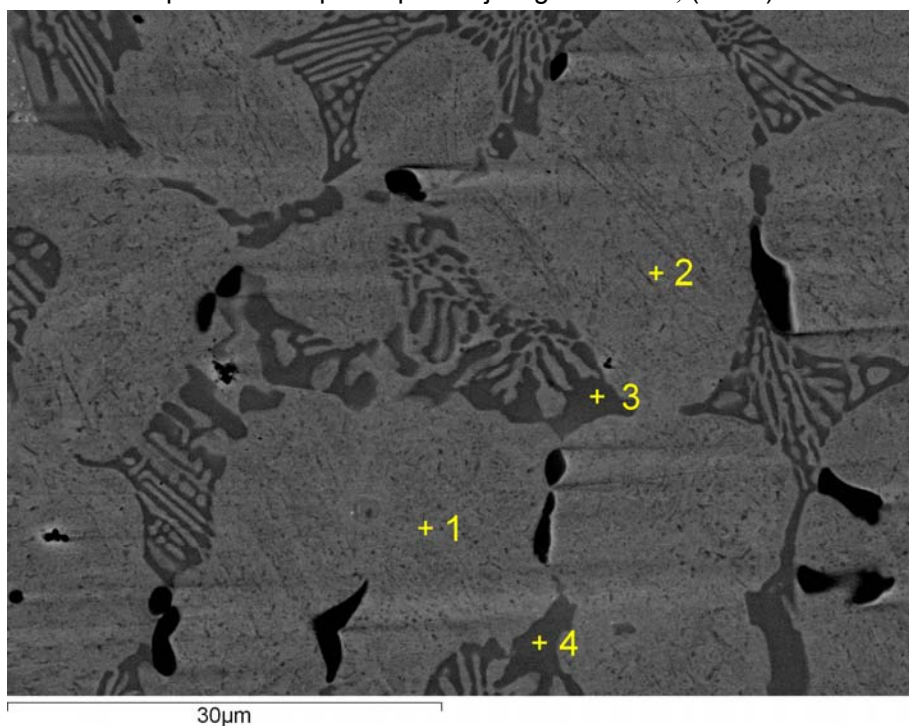
martenzitne metalne osnove u kojoj se nalazi mala količina zaostalog austenita. Oko zrna martenzita uočava se jasno izražena karbidna mreža, a mali deo karbida nalazi se fino dispergovan u metalnoj osnovi. Osnovni tip karbida je M_7C_3 , a njegov sastav određen je energo-disperzionom spektrometrijom (EDS analizom).

Treba istaći da prisustvo vanadijuma, već pri malim sadržajima ima pozitivno dejstvo na visokolegirane Cr-Mo čelike jer se u procesu očvršćivanja iz rastopa formiraju kristali V_6C_5 karbida, koji blokiraju dalji rast primarnih austenitnih dendrita i na taj način pomažu dobijanje sitnozrne strukture. Vanadijum, kao izrazito karbidotvorni element, ne samo da formira zrna V_6C_5 karbida, već utiče i na morfologiju M_7C_3 karbida, smanjuje stabilnost austenita i generalno usitnjava strukturu metalne osnove. Slično gvožđu, vanadijum zamenjuje hrom u rešetki M_7C_3 karbida, što dovodi do povećanja sadržaja hroma u metalnoj osnovi i do većeg stepena prokaljivosti austenita.

Na mikrostrukturi, (sl. 81) uočavaju se dva tipa rozeta. Jedan, kod koga se radijalno od centra pružaju karbidi u obliku „latica“ i drugi sastavljen iz većeg broja sitnih karbidnih čestica najčešće pravilnog oblika.

Na slici 82 prikazana je SEM mikrostruktura istog uzorka. SEM mikrostruktura potvrđuje predhodno analiziranu mikrostrukturu i na njemu se jasno vide martenzitni kristali i karbidna mreža oko zrna metalne osnove. Eutektički M_7C_3 karbid, koji u strukturi legure čini ovu mrežu, ima interesantnu morfologiju. Izlučen je u obliku lamela, ploča i rozeta.

Na SEM mikrostrukturi, (sl. 82) morfologija M_7C_3 još jasnije se vidi. Može se zapaziti da je M_7C_3 karbid u dvodimenzionalnom prostoru u stvari u obliku šipki. Veći broj šipki je najčešće grupisan u snopove sa istom prostornom orijentacijom tako da u dvodimenzionalnom prostoru snopovi šipki imaju izgled lamela, (sl. 83).



Slika 82 SEM mikrostruktura uzorka 2-I-a





Slika 83 Karbid M_7C_3 grupisan u snopove sa istom prostornom orijentacijom

Na slici 82 oznakama 1 do 4, naznačene su tačke u kojima je vršena EDS analiza, a u tabeli 30 dat je hemijski sastav ispitanih faza u masenim procentima dok je u tabeli 31 dat hemijski sastav ispitanih faza u atomskim procentima. Tačka 1 predstavlja tačku u metalnoj osnovi, dok se tačke 2 do 4 odnose na tačke u karbidnoj mreži. EDS analiza tačaka 1 i 3 prikazana je na slici 84 i 85.

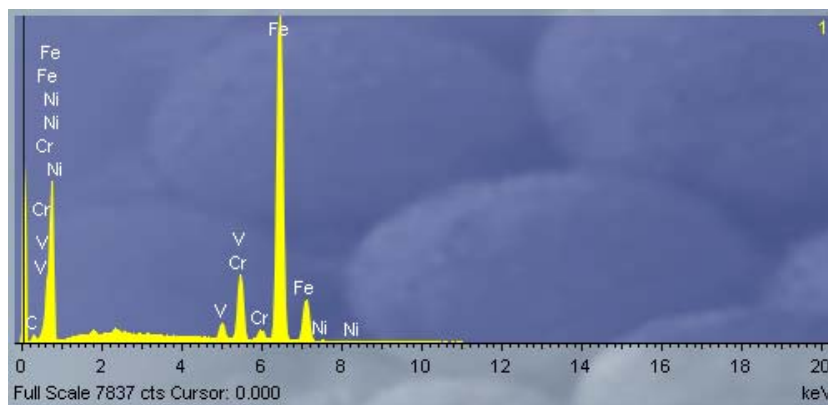
Tabela 30 Hemijski sastav ispitanih faza uzorka 2-I-a u masenim procentima

Merna mesta	sadržaj elemenata, (mas.%)							
	C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo	ukupno
1	3,16	0,29	2,23	9,32	83,64	0,35	1,00	100,00
2	4,06	0,39	2,22	8,73	83,95	0,00	0,64	100,00
3	4,66	0,31	1,66	9,04	82,98	0,00	1,35	100,00
4	4,60	0,33	1,51	8,91	83,41	0,00	1,24	100,00

Tabela 31 Hemijski sastav ispitanih faza uzorka 2-I-a u atomskim procentima

Merna mesta	sadržaj elemenata, (atom.%)						
	C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo
1	13,10	0,51	2,18	8,92	74,48	0,29	0,52
2	16,29	0,67	2,11	8,10	72,51	0,00	0,32
3	18,43	0,53	1,55	8,26	70,56	0,00	0,67
4	18,23	0,56	1,41	8,15	71,04	0,00	0,62



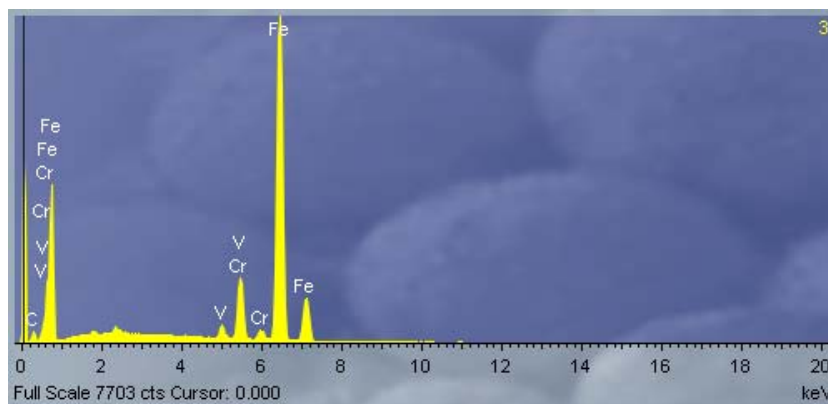


Slika 84 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 1

EDS analiza metalne osnove potvrđuje da u njoj dominira martenzit i zaostali austenit, ali povećan sadržaj ugljenika i vanadijuma ukazuje na prisustvo fino dispergovanih karbida vanadijuma u metalnoj osnovi. Prema EDS analizi najverovatnije je reč o karbidu tipa V_6C_5 koji je stabilan na temperaturi ispod 1000°C .

Tačka 3 locirana je na karbidnoj mreži i njen prečnik je oko $5\ \mu\text{m}$. EDS spektar za tačku 3 prikazan je na slici 85.

Karbidna mreža koja se jasno vidi na slici 82 koja okružuje zrna metalne osnove sastoji se od karbida tipa M_7C_3 koji pored hroma sadrži gvožđe i vanadijum.

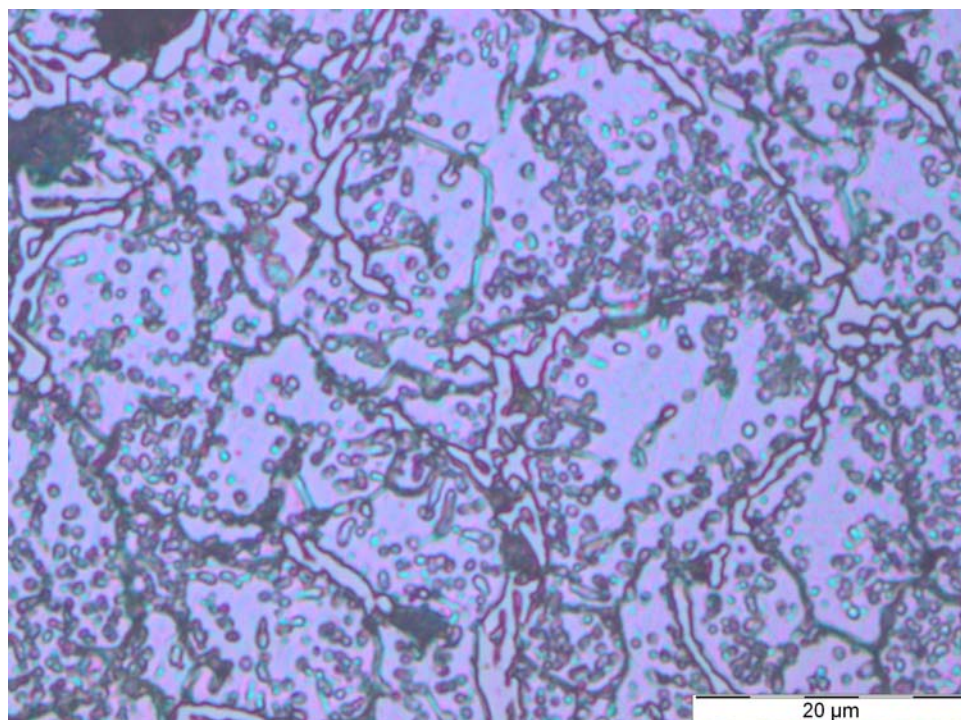


Slika 85 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 3

5.2.2. UZORCI SA SADRŽAJEM 1,4% C i 2,0% V

Uzorci sa hemijskim sastavom: 1,43% C, 10,89% Cr, 1,0% Mo i 2,0% V termički su obrađeni poboljšanjem, sa temperaturom otpuštanja od 250°C . Na slici 86 prikazana je mikrostruktura pomenute legure.





Slika 86 Mikrostruktura uzorka 4-I-a

Mikrostruktura metalne osnove sastoji se od beinita, sa vrlo malo zaostalog austenita i netransformisanog martenzita. Naime, u legurama koje sadrže 2 – 3% V, očvrsljeni austenit se u toku hlađenja, u velikoj meri transformiše u beinit. Osim toga, u metalnoj osnovi prisutna je i mala količina martenzita, uglavnom duž granice sa eutektičkim karbidom.

Eutektički karbidi čine mrežu oko zrna metalne osnove, a mali deo karbidnih faza izlučen je u obliku fino dispergovanih pojedinačnih zrna unutar metalne osnove.

Na slici 87 dat je prikaz strukture načinjen SEM metodom. Na pomenutoj SEM mikrostrukturi krstićem su prikazana pojedina ispitna mesta označena sa brojevima 1 do 3, a u tabeli 32 data je hemijski sastav ispitnih faza u masenim procentima dok je u tabeli 33 dat hemijski sastav ispitanih faza u atomskim procentima.

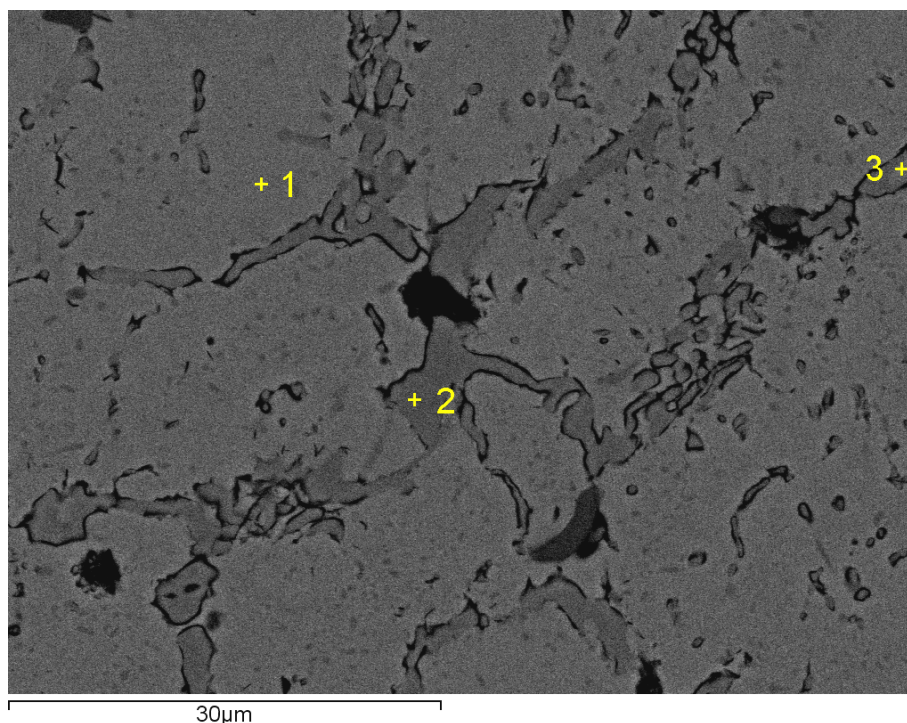
Tabela 32 Hemijski sastav ispitanih faza uzorka 4-I-a u masenim procentima

Merna mesta	sadržaj elemenata, (mas.%)							
	C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo	ukupno
1	7,69	0,97	1,19	12,96	75,67	0,00	1,53	100,00
2	13,91	0,00	10,10	43,96	29,59	0,00	2,45	100,00
3	13,66	0,41	7,38	33,76	42,54	0,00	2,25	100,00



Tabela 33 Hemijski sastav ispitanih faza uzorka 4-I-a u atomskim procentima

Merna mesta	Sadržaj elemenata, (atom.%)						
	C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo
1	27,61	1,49	1,01	10,75	58,46	0,00	0,69
2	42,00	0,00	7,19	30,66	19,22	0,00	0,93
3	41,64	0,54	5,30	23,77	27,89	0,00	0,86



Slika 87 SEM mikrostruktura uzorka 4-I-a

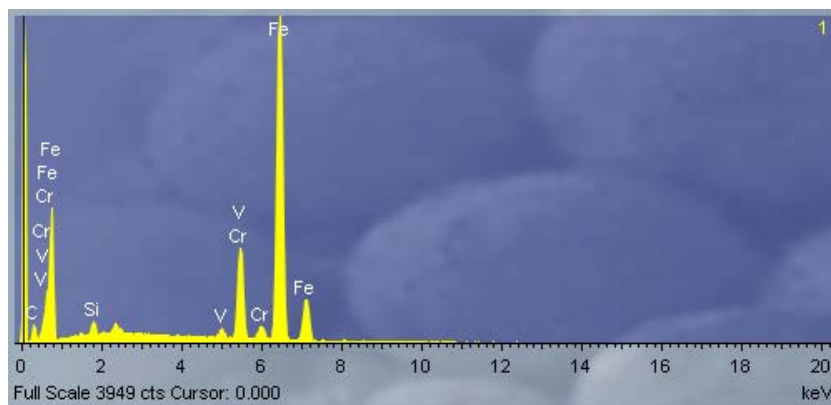
Jasno se vidi beinitna mikrostruktura metalne osnove sa izraženom karbidnom mrežom oko nje. Karbidi su sitniji, a količina karbida koji su dispergovani u metalnoj osnovi je veća nego u prethodnom uzorku.

EDS analiza uzorka 4-I-a, za posmatrane tačke 1 do 3 prikazana je na slikama 88, 89 i 90.

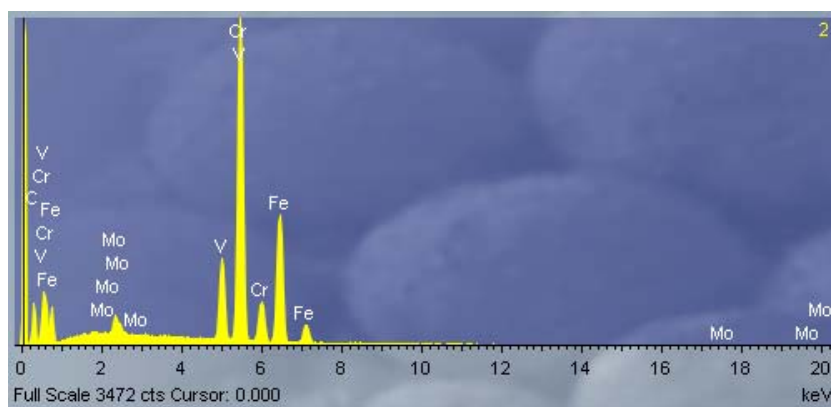
EDS analiza tačke 1 odnosi se na metalnu osnovu i ne odstupa značajno od analize 2-I-a. Ipak na osnovu povećanog sadržaja ugljenika može se zaključiti da se u metalnoj osnovi pojavljuje nešto veći sadržaj fino dispergovanih karbida hroma i vanadijuma.

Na slici 89 prikazana je EDS analiza tačke 2 koja se odnosi na karbidnu mrežu.





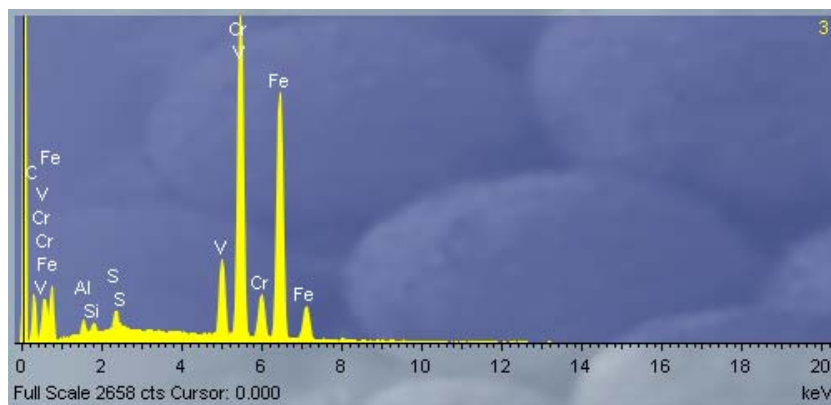
Slika 88 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 1



Slika 89 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 2

Na osnovu masenog sadržaja prisutnih elemenata može se zaključiti da mrežu čini karbid tipa M_7C_3 , koji pored hroma sadrži gvožđe, vanadijum i malo molibdena.

EDS analiza tačke 3 prikazana je na slici 90. Ona se, takođe, odnosi na karbidnu mrežu, ali je sada umesto pločica, ciljana lamela karbida. I u ovom slučaju reč je o karbidu tipa M_7C_3 , a raspodela elemenata slična je kao kod proeutektičkog karbida pločaste morfologije.

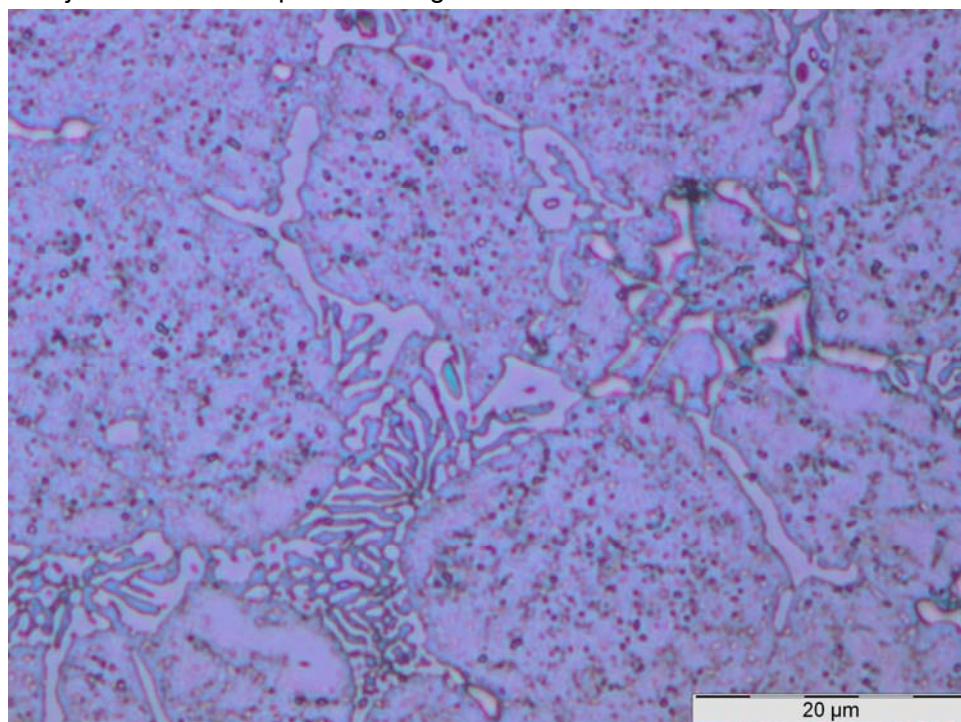


Slika 90 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 3



5.2.3. UZORCI SA SADRŽAJEM 1,4% C i 3,0% V

Uzorci 5-l-a sa hemijskim sastavom: 1,43% C; 10,07% Cr; 1,0% Mo; 2,99% V termički su obrađeni poboljšanjem, sa temperaturom otpuštanja 250°C. Na slici 91 prikazana je mikrostruktura pomenute legure.

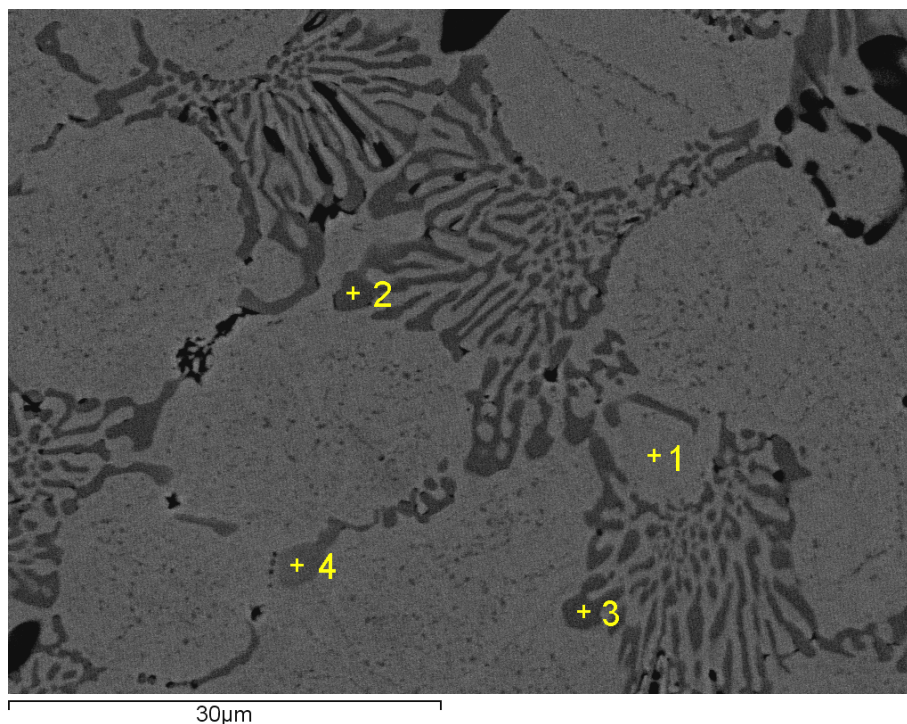


Slika 91 Mikrostruktura uzorka 5-l-a

Kao i kod uzorka sa 2% V, u strukturi metalne osnove pojavljuje se beinit sa izraženom karbidnom mrežom koja okružuje zrna beinita. Karakteristično je da su i zrna metalne osnove i eutektički karbidi koji čine mrežu oko nje, usitnjeni, što je posledica povećanog sadržaja vanadijuma. Mehanizam i kinetika uticaja vanadijuma na strukturu čelika objašnjeni su poglavlju 2.1.2.

Na slici 92 prikazana je SEM mikrostruktura uzorka 5-l-a. Krstićem žute boje prikazana su ispitna mesta za EDS analizu, a označena oznakama 1 do 4.





Slika 92 SEM mikrostruktura uzorka 5-I-a

Sa slike 92 je uočljivo, da je mikrostruktura usitnjenija, a eutektički karbidi su načinili pravu mrežu oko zrna beinitne metalne osnove. Karbidi su formirani oko zrna u znatno širem pojasu nego što je do sada bio slučaj. Izlučeni u vidu tankih, radijalno raspoređenih štapova. U metalnoj osnovi nalaze se izuzetno fino dispergovana karbidna faza, a usitnjavanje ovih karbidnih zrna je posledica povećanog sadržaja vanadijuma.

EDS analiza vršena je u četiri tačke i to: u osnovnoj metalnoj masi (1) i u karbidnoj fazi (2, 3 i 4). Poslednje tri tačke locirane su na mikropovršine u kojoj preovlađuju karbidi, raspoređeni u mreži oko metalnih zrna.

EDS analiza uzorka 5-I-a, za posmatrane tačke 1 do 4 prikazana je na slikama 93, 94 i 95, u tabeli 34 prikazan je hemijski sastav ispitanih faza u masenim procentima, dok je u tabeli 35 dat hemijski sastav ispitanih faza u atomskim procentima.

U masenom spektru metalne osnove (tačka 1) zapaža se da je sadržaj ugljenika povećan na 8,44% a, da se sadržaj vanadijuma smanjio na 1,68%. Povećanje sadržaja ugljenika ukazuje na prisustvo karbida tipa Fe_xC u metalnoj osnovi, a smanjenje sadržaja vanadijuma na mogućnost da se jedan deo ovog elementa izlučio u karbidnoj mreži u obliku M_7C_3 ili V_6C_5 karbida. Precizniji podaci o morfologiji i sastavu karbidne mreže mogu da se dobiju analizom EDS spektra posmatranog uzorka u tačkama 2 do 4.

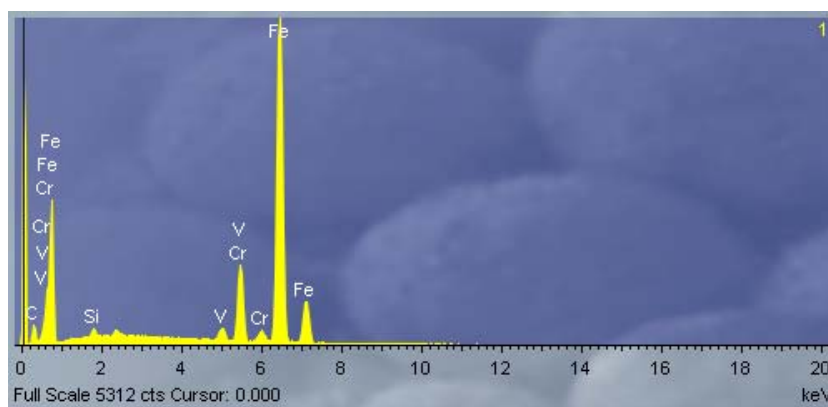


Tabela 34 Hemijski sastav ispitanih faza uzorka 5-I-a u masenim procentima

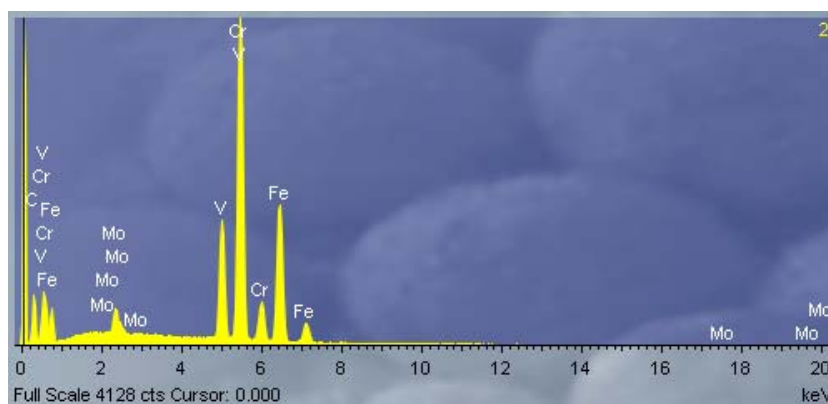
Merna mesta	sadržaj elemenata, (mas.%)							
	C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo	ukupno
1	8,44	0,61	1,68	10,59	77,53	0,00	1,14	100,00
2	14,91	0,00	13,42	40,06	28,62	0,00	2,99	100,00
3	14,80	0,00	12,75	39,11	30,37	0,00	2,97	100,00
4	15,27	0,00	12,05	36,35	29,65	0,00	6,68	100,00

Tabela 35 Hemijski sastav ispitanih faza uzorka 5-I-a u atomskim procentima

Merna mesta	sadržaj elemenata, (atom.%)							
	C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo	
1	29,76	0,92	1,40	8,63	58,79	0,00	0,50	
2	44,04	0,00	9,34	27,33	18,18	0,00	1,10	
3	43,86	0,00	8,91	26,77	19,36	0,00	1,10	
4	45,29	0,00	8,43	24,90	18,91	0,00	2,48	



Slika 93 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 1



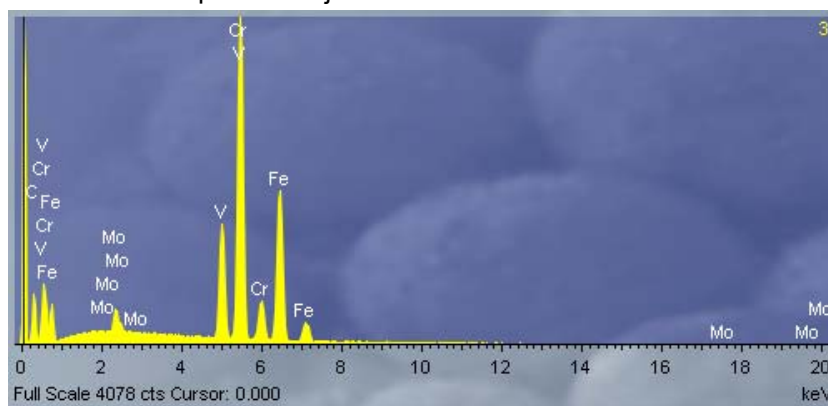
Slika 94 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 3

EDS analiza pokazuje da se sadržaj ugljenika u posmatranoj tački povećao na 14,9%, vanadijuma na 13,3% i hroma na 40,06%, iz čega se može zaključiti da su se u



strukturi formirali složeni Cr-Fe-V-Mo karbidi. Na osnovu masenog sadržaja prisutnih elemenata može se zaključiti da mrežu čini karbid tipa M_7C_3 , koji pored hroma sadrži gvožđe, vanadijum i malo molibdena. Iako je sadržaj vanadijuma relativno visok nije došlo do formiranja vlaknastog $M_{23}C_6$ karbida koji se obično izdvaja razlaganjem zaostalog martenzita u toku procesa otpuštanja. Naime, za razlaganje austenita koristi se subkritična termička obrada koja se sastoji u otpuštanju čelika na temperaturama 450 - 550°C, što je znatno niže od primenjenog režima otpuštanja.

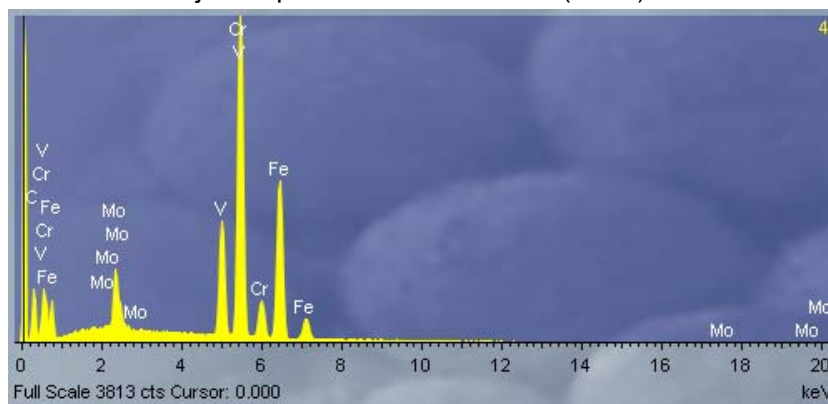
Na slikama 95 i 96 prikazana je EDS analiza u tačkama 3 i 4.



Slika 95 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 3

Tačka 3 odnosi se na mikropovršinu u karbidnoj mreži tako da je sadržaj elemenata skoro jednak kao u slučaju tačke 2. Isti hemijski sastav ukazuje da se karbidna mreža sastoji od istog tipa karbida, odnosno od složenog Cr-Fe-V-Mo karbida tipa M_7C_3 .

Sličan rezultat dobija se i pri EDS analizi tačke 4 (sl. 96).



Slika 96 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 4

Sadržaj ugljenika se povećao sa 14,8% na 15,7%, vanadijum se neznatno smanjio sa 12,75% na 12,05%, hrom se smanjio sa 39,11% na 36,35%, sadržaj gvožđa je ostao skoro isti, ali se sadržaj molibdena povećao sa 2,97% na 6,68%. Ovo ukazuje da sastav M_7C_3 karbida nije homogen i da razlike u sadržajima pojedinih elemenata mogu da budu značajne. Iako znatno povećan sadržaj molibdena može da bude posledica formiranja heksagonalnog Mo_2C karbida. Mikrostruktura i SEM mikrostruktura ne pokazuju da se ova faza samostalno istaložila u strukturi čelika.



Razmotrićemo sada detaljnije hemijski sastav prisutnih faza, a posebno karbida. EDS analiza ukazuje na heterogenost raspodele legirajućih elemenata u okviru iste faze. Neravnomerna raspodela ugljenika, hroma i molibdena je karakteristična i za M_7C_3 -karbid i za austenit. Ovo bi bilo u skladu sa rezultatima dobijenim ispitivanjem strukture svetlosnom mikroskopijom, pri čemu je uočeno nehomogeno obojenje dendrita, odnosno segregacija legirajućih elemenata u austenitu i transformacija duž granice sa eutektičkim karbidom.

Zatim, ako se uporede EDS analize uzoraka 2-l-a, 4-l-a i 5-l-a, zapaža se da su eutektički, M_7C_3 karbidi vrlo nehomogeni. Sa porastom sadržaja vanadijuma u leguri povećava se i njegov sadržaj u eutektičkom karbidu i znatno je veći u leguri 5-l-a nego u leguri 2-l-a. Vanadijum supstitucijski zamenjuje atome hroma u rešetki M_7C_3 -karbida, a kod koncentracija 2,0% i više vanadijum u čeliku zamenjuje atome gvožđa.

Vidna razlika javlja se i pri sadržaju hroma, gvožđa i molibdena. U tabeli 36 prikazan je sadržaj legirajućih elemenata u eutektičkim M_7C_3 karbidima i proračunski sastav ovih karbida na uzorcima 2-l-a, 4-l-a i 5-l-a.

Tabela 36 Sadržaj legirajućih elemenata u eutektičkom M_7C_3 -karbidima

oznaka legure	merno mesto	sadržaj elemenata, (mas.%)								Formula karbida
		C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo	Ukupno	
2-l-a	3	4,66	0,31	1,66	9,04	82,98	0	1,35	100	$(Cr_{0,8}Fe_{6,2})_7C_3$
4-l-a	3	13,66	0,41	7,38	33,76	42,54	0	2,25	100	$(Cr_{2,8}Fe_{3,6}V_{0,6})_7C_3$
5-l-a	3	14,80	0,00	12,75	39,11	30,37	0	2,97	100	$(Cr_{3,3}Fe_{2,6}V_{1,1})_7C_3$

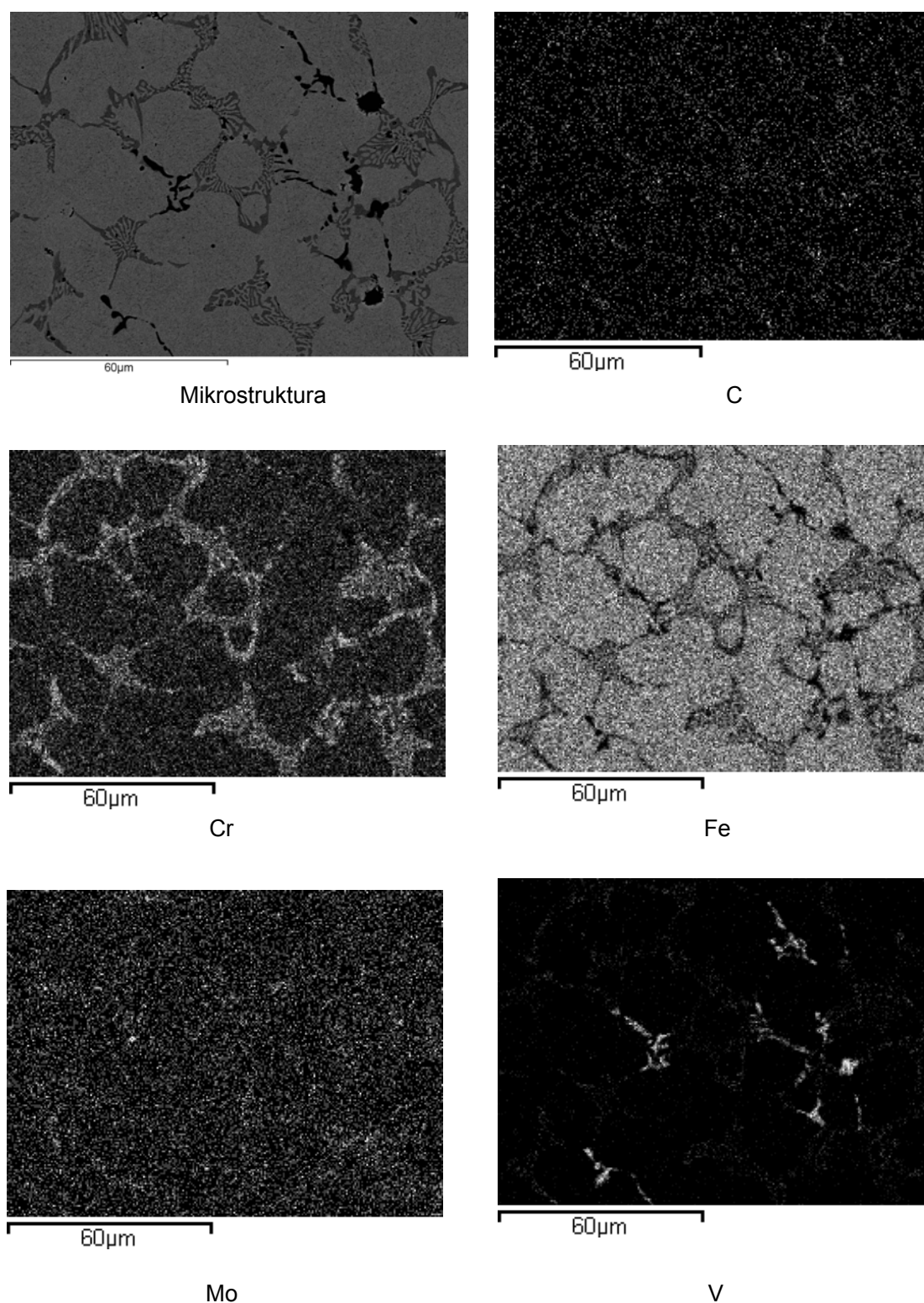
Nehomogenost karbida zapaža se i kod istog hemijskog sastava legure. Tabela 37 koja se odnosi na uzorke 5-l-a sastava 1,43% C, 10,07% Cr, 1,0% Mo i 2,99% V, pokazuje da sadržaj molibdena u karbidu varira od 2,97% do 6,68%. U tom smislu menja se i sastav karbida što se vidi iz tabele.

Tabela 37 Sadržaj legirajućih elemenata u eutektičkom M_7C_3 -karbidima legure 5-l-a

oznaka legure	merno mesto	sadržaj elemenata, (mas.%)								Formula karbida
		C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo	Ukupno	
5-l-a	2	14,91	0	13,42	40,06	28,62	0	2,99	100	$(Cr_{3,4}Fe_{2,4}V_{1,1})_7C_3$
5-l-a	3	14,80	0	12,75	39,11	30,37	0	2,97	100	$(Cr_{3,3}Fe_{2,6}V_{1,1})_7C_3$
5-l-a	4	15,27	0	12,05	36,35	29,65	0	6,68	100	$(Cr_{3,1}Fe_{2,5}V_{0,9}Mo_{0,5})_7C_3$

Na uzorku 10-l-a urađena je mapa raspodele legirajućih elemenata, odnosno raspored i sadržaj pojedinih legirajućih elemenata po osnovnoj masi. Mapa legirajućih elemenata za ugljenik, hrom, gvožđe, molibden i vanadijum prikazana je na slici 97.





Slika 97 Mapa raspodele legirajućih elementa uzorka 10-I-a

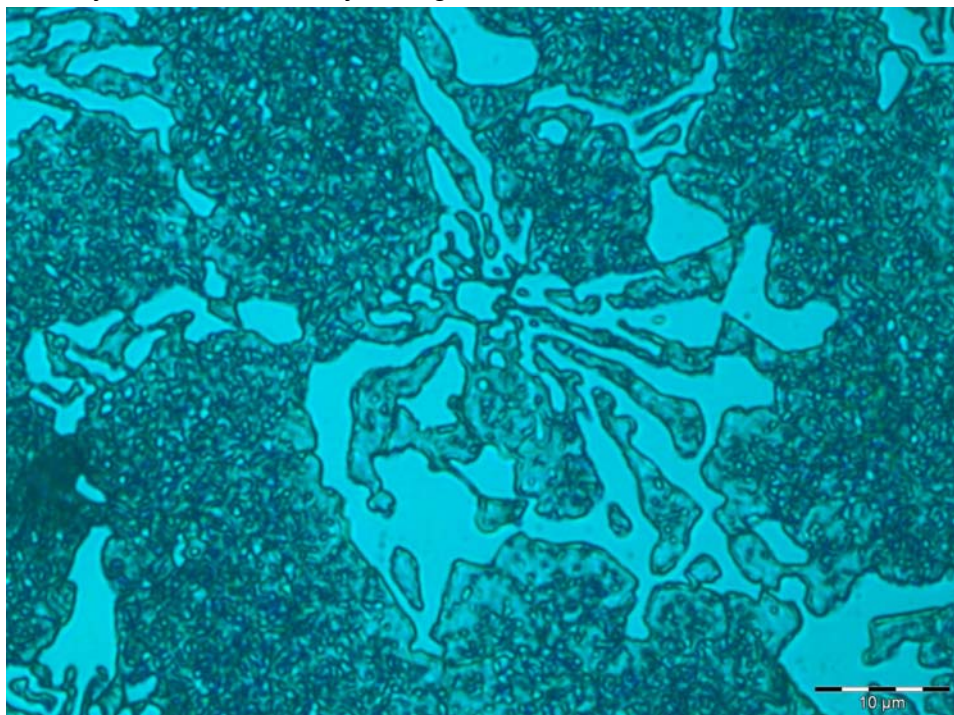


5.2.4. UZORCI SA SADRŽAJEM 2,2% C i 3,0% V

Uzorak 25-I-a, sastava: 2,2% C, 11,52% Cr, 0,797% Mo, 2,82% V termički je obrađen poboljšanjem, sa temperaturom otpuštanja 250°C. To je uzorak sa najvećim sadržajem vanadijuma i ugljenika. Prema hemijskom sastavu, odnosno sadržaju ugljenika ova legura spada u legirana livena gvožđa, ali SRPS EN 10020 (2003) standard svrstava leguru ovog sastava u legirani čelični liv.

Na slici 98 prikazana je mikrostruktura pomenute legure. Mikrostruktura se sastoji od martenzitne metalne osnove u kojoj je fino dispergovana mala količina zaostalog austenita i karbidne mreže oko metalnih zrna. Austenit iz eutektikuma transformisao se u martenzit i zapaža se kao tamna polja između karbidnih igli. Osnovna masa je martenzitna prožeta sa sitnim zrnima karbida. Karbidna mreža izlučena je u obliku latica sa centrom u kojoj ima dosta sitnih karbida.

Prikazana mikrostruktura je veoma slična legiranim livenim gvoždima. Povećan sadržaj ugljenika uslovio je da u procesu otpuštanja na 250°C ne dođe do transformacije martenzita u beinit, kao što je to bio slučaj kada je sadržaj ugljenika bio 1,4%. Pored toga, viši sadržaj ugljenika uslovio je okrupnjavanje svih faza i mikrokonstituenata strukture, što je imalo uticaja na mehanička svojstva legure.



Slika 98 Mikrostruktura uzorka 25-I-a



Na slici 99 dat je prikaz strukture izveden SEM metodom. Na SEM mikrostrukturi krstićem su prikazana pojedina ispitna mesta za EDS analizu, označena sa 1 do 4.

Sa prikazane SEM mikrostrukture uočljivo je da metalna osnova legure prožeta sitnim karbidima legirajućih elemenata, a karbidna mreža ima izgled zaokruženih rozeta sa manje karbidnih štapova.

Na slikama 100 do 103 data je EDS analiza uzoraka 25-l-a u tačkama 1 do 4. Ispitno mesto 1 predstavlja tačku na zrnju karbida dispergovanom u metalnoj osnovi, dok se tačke 2 do 4 odnose na tačke u karbidnoj mreži.

U tabeli 38 dat je hemijski sastav ispitanih faza u masenim procentima, dok je u tabeli 39 dat hemijski sastav ispitanih faza u atomskim procentima.

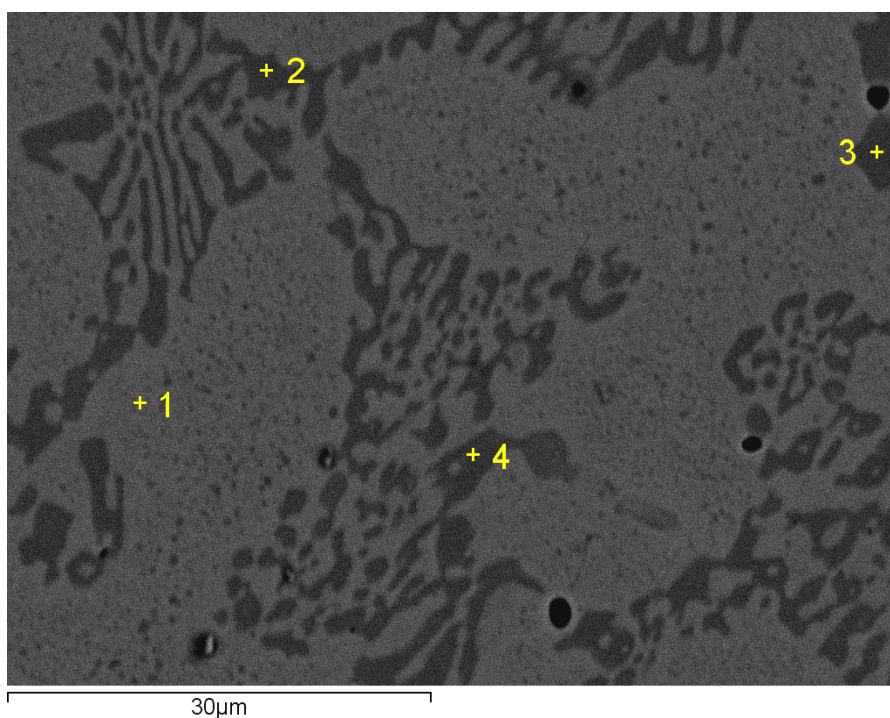
Tabela 38 Hemijski sastav ispitanih faza uzorka 25-l-a u masenim procentima

Merna mesta	sadržaj elemenata, (mas.%)							ukupno
	C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo	
1	6,01	0,75	0,25	9,10	82,96	0,00	0,94	100,00
2	13,31	0,00	2,38	42,09	40,51	0,00	1,71	100,00
3	14,20	0,00	2,36	42,24	39,37	0,00	1,83	100,00
4	14,01	0,00	2,28	42,59	39,10	0,00	2,02	100,00

Tabela 39 Hemijski sastav ispitanih faza uzorka 25-l-a u atomskim procentima

Merna mesta	sadržaj elemenata, (atom.%)						
	C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo
1	22,72	1,21	0,22	7,94	67,46	0,00	0,44
2	40,94	0,00	1,72	29,90	26,79	0,00	0,66
3	42,77	0,00	1,67	29,38	25,49	0,00	0,69
4	42,40	0,00	1,63	29,77	25,44	0,00	0,77



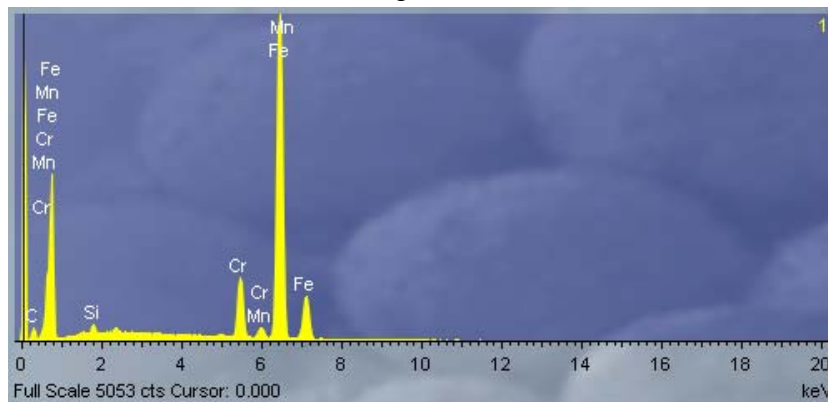


Slika 99 SEM mikrostruktura uzorka 25-I-a

Analiza u izabranoj tački 1, koja se odnosi na karbide metalne osnove, pokazuje da karbidi sadrže 7,24% C, 10% Cr, 81% Fe, 0,21% V i manju količinu mangana koja se nije mogla precizno odrediti.

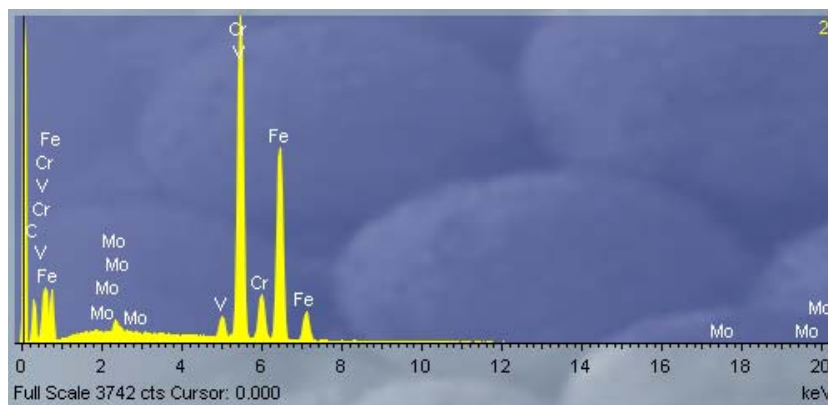
Međutim, sadržaj ugljenika približan je njegovom stehiometrijskom sadržaju u karbidu Fe_3C , što ukazuje na mogućnost da su se u metalnoj osnovi formirali karbidi tipa M_3C . EDS analiza pokazuje da je u kristalnoj rešetki ovog karbida jedan manji broj atoma gvožđa zamenjen atomima hroma i mangana. Mangan, gradi karbid Mn_3C , koji slično kao Fe_3C , ima ortorombičnu kristalnu rešetku, pa je najverovatnije da se u strukturi metalne osnove čelika istaložio karbid $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$.

Tačke 2, 3 i 4 odnose se na eutektičku karbidnu mrežu, a EDS analiza pokazuje da je reč o karbidima tipa M_7C_3 . U tački 2 sadržaj ugljenika iznosi 13,07%, vanadijuma 2,42%, hroma 42,50%, molibdena 1,33% i gvožđa 40,69%.



Slika 100 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 1

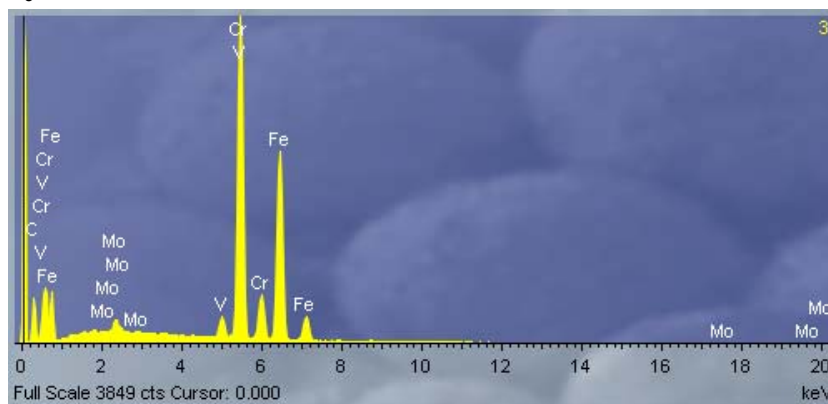




Slika 101 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 2

U tački 3 sadržaj ugljenika iznosi 12,21%, vanadijuma 2,23%, hroma 42,43%, molibdena 2,12% i gvožđa 41,00%.

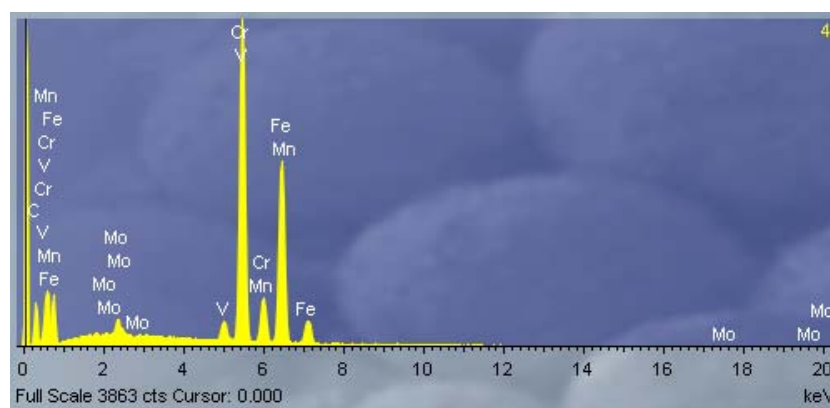
EDS analiza uzorka 25-I-a slična je analizi uzorka 5-I-a, a karbidna mreža sastoji se od istog tipa karbida, odnosno od složenog Cr-Fe-V-Mo karbida, M_7C_3 . U tabeli 40 dat je sadržaj legirajućih elemenata u eutektičkim M_7C_3 karbidima i proračunska formula ovih karbida. Pri tome, zbog malih sadržaja u sastav karbida nisu uračunati vanadijum i molibden, mada je nesporno da se atomi ovih elemenata nalaze u kristalnoj rešetki karbida M_7C_3 .



Slika 102 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 3

U tački 4 sadržaj ugljenika iznosi 13,25%, vanadijuma 2,47%, hroma 42,16%, molibdena 2,06% i gvožđa 40,07%.



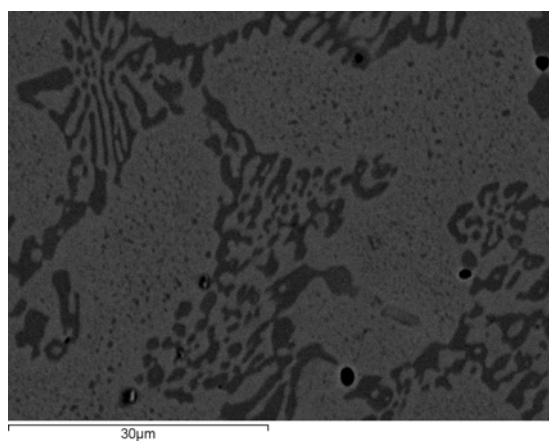


Slika 103 EDS spektar posmatranog uzorka u tački 4

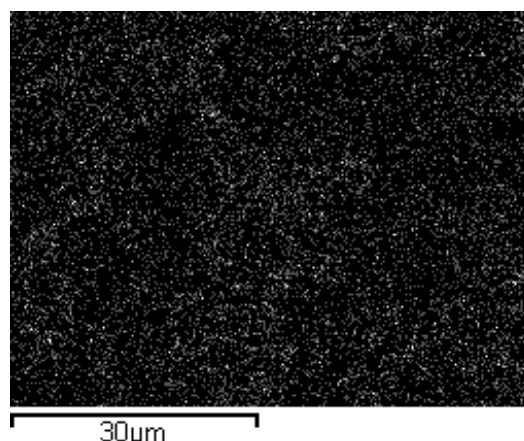
Tabela 40 Sadržaj legirajućih elemenata u eutektičkom M_7C_3 -karbidima legure 25-l-a

oznaka legure	merno mesto	sadržaj elemenata, (mas.%)								Formula karbida
		C	Si	V	Cr	Fe	Ni	Mo	Ukupno	
25-l-a	2	13,07	0	2,43	42,50	40,69	0	1,33	100	$(Cr_{3,6}Fe_{3,4})_7C_3$
25-l-a	3	12,21	0	2,23	42,43	41,00	0	2,12	100	$(Cr_{3,6}Fe_{3,4})_7C_3$
25-l-a	4	13,25	0	2,47	42,16	40,07	0	2,06	100	$(Cr_{3,6}Fe_{3,4})_7C_3$

Na uzorku 25-l-a urađena je mapa raspodele legirajućih elemenata, odnosno raspored i sadržaj pojedinih legirajućih elemenata po osnovnoj masi. Mapa raspodele legirajućih elemenata urađena je za C, Cr, Fe, Mo, V i Si, i prikazana je na slici 104.

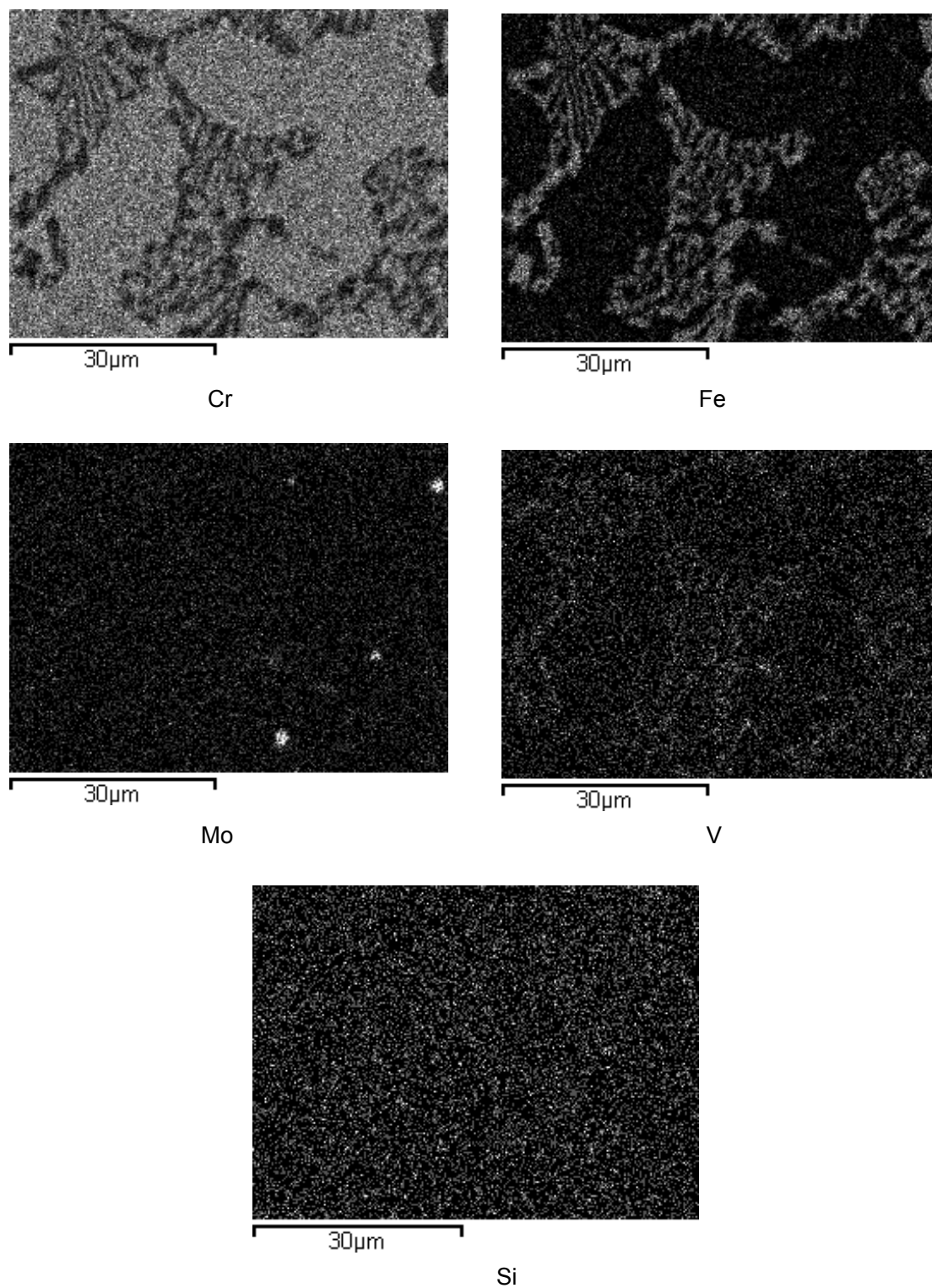


Mikrostruktura



C





Slika 104 Mapa raspodele legirajućih elemenata



Sadržaj vanadijuma u karbidu se generalno povećava sa povećanjem vanadijuma u leguri. Ovo se potvrđuje analizom sadržaja vanadijuma u leguri i sadržaja vanadijuma u karbidima ovih legura. Tako, na primer u leguri 2-I-a, sadržaj vanadijuma iznosi 0,5% dok sadržaj vanadijuma u karbidu iznosi 1,66%. Kod legure 4-I-a, sadržaj vanadijuma u leguri iznosi 2% dok je sadržaj vanadijuma u karbidu povećan na 10%. Zatim, kod legure 10-I-a sadržaj vanadijuma iznosi 3%, a sadržaj vanadijuma u karbidu je 12,05%. Dakle, generalno se može zaključiti da se sadržaj vanadijuma u karbidu povećava sa sadržajem vanadijuma u leguri.

Druga veoma važna konstatacija je da se porastom vanadijuma u ispitivanim legurama smanjuje krupnoća karbida, odnosno povećava se sadržaj fino dispergovanih karbida u strukturi. Sa povećanjem vanadijuma na 2% karbidi više nisu krupni i kompaktni već su razbijeni u vidu rozetni sa tankim i kratkim štapovima. Pri daljem povećanju sadržaja vanadijuma na 3%, karbidi su i dalje u vidu rozeta, ali još finije dispergovani, sa još kraćim štapovima koji prelaze u kružni oblik. Kod legure sa 2,2% C i 3,0% V karbidi su u vidu sitnih latica sa centrom u kome ima sitnih karbidnih čestica.

Pri većem sadržaju vanadijuma uočavaju se dva tipa rozetni. Jedan od koga se radijalno od centra pružaju karbidi u obliku latica i drugi sastavljeni od većeg broja sitnih karbidnih čestica, najčešće pravilnih oblika.

Sa porastom sadržaja vanadijuma šipke u rozeti postaju kraće, tanje i finije. Pored toga, u strukturi se pojavljuju i karbidi u obliku loptica i izduženih globula. U centralnom delu zapaža se prisustvo većeg broja finih, kratkih štapova, a na periferiji se nalaze krupnije, radijalno raspoređene loptice.

Po stereološkom izgledu i EDS analizi ovih karbida može se zaključiti da je reč o karbidima tipa M_7C_3 .



5.3. UTICAJ TERMIČKE OBRADJE NA MEHANIČKE KARAKTERISTIKE ČELIKA

Kao što je već napred ukazano, termička obrada ispitivanog materijala sastojala se od kaljenja i otpuštanja na dve temperature, 250 i 400°C. Temperatura otpuštanja ima značajan uticaj na strukturu čelika, a samim tim i na njegove mehaničke karakteristike. Kao što je već spomenuto u teorijskom delu otpuštanje ove vrste čelika obično se izvodi na temperaturi 220 - 250°C. Pri tome dolazi do promene stepena tetragonalnosti martenzita i stvaranja kubnog martenzita. Ovo je posledica izdvajanja ugljenika iz čvrstog rastvora u vidu vrlo disperznih submikroskopskih čestica karbida sastava M_xC koji zadržava koherentnu vezu sa rešetkom martenzita. Produkt ove transformacije se, zbog kristalne rešetke bliske kubnoj, naziva kubni martenzit. Ovo niskotemperaturno otpuštanje poboljšava žilavost i duktilnost čelika u odnosu na zakaljeno stanje, ali se zadržava visoka čvrstoća i tvrdoća što se traži od odlivaka otpornih na habanje.

U pojedinim slučajevima kada se u odlivcima pojavi veća količina zaostalog austenita (više od 10%) otpuštanje se izvodi na 400°C s ciljem da se austenit destabilizuje i transformiše u procesu hlađenja na sobnu temperaturu. Novoformirani martenzit obrazovaće se na nešto nižoj temperaturi, oko 200°C. Ovaj vid otpuštanja naziva se subkritična obrada. Stoga smo se opredelili da otpuštanje izvodimo na ove dve karakteristične temperature 250 i 400°C.

Termička obrada uzoraka obavljena je u industrijskim uslovima, sa stepenom preciznosti koji su nešto niži u odnosu na rad u laboratoriji. Pošto ovaj tip čelika spada u grupu samokaljivih čelika, kaljenje je obavljeno na sledeći način: uzorci su zagrevani u komornim pećima do temperature 980 i 1000°C, a zatim hlađeni u struji vazduha. Ovako zakaljeni uzorci su potom otpušteni.

Otpuštanje je izvedeno na temperaturama 250 i 400°C. Vrednosti tvrdoće, udarne žilavosti i zatezne čvrstoće za temperaturu 250°C prikazani su u tabeli 41, dok su vrednosti tvrdoće, udarne žilavosti i zatezne čvrstoće za temperaturu 400°C date u tabeli 42.

Tabela 42 Mehaničke karakteristike uzoraka otpuštenih na 250°C

Sadržaj ugljenika u leguri	vrednost tvrdoće, (HRC)	vrednost udarne žilavosti, (J/cm ²)	vrednost zatezne čvrstoće, (MPa)
1,4	54,025	7,10	673,67
1,6	56,550	6,57	658,52
1,8	59,420	6,50	629,29
2,0	59,950	6,07	603,55
2,2	60,500	5,11	600,84



Tabela 42 Mehaničke karakteristike uzoraka otpuštenih na 400°C

Sadržaj ugljenika u leguri	Vrednost tvrdoće, (HRC)	Vrednost udarne žilavosti, (J/cm ²)	Vrednost zatezne čvrstoće, (MPa)
1,4	54,00	7,16	632,27
1,6	55,31	6,97	620,04
1,8	57,05	6,70	614,09
2,0	58,47	6,10	545,18
2,2	59,61	5,92	578,52

Promene koje nastaju kod otpuštanja zakaljenog čelika povezane su sa razlaganjem martenzita kao i razlaganjem zaostalog austenita, ako je ovaj prisutan u značajnijim količinama. Presićeni čvrsti rastvor ugljenika u α gvožđu – martenzit, je neravnotežna i nepostojana faza, tako da njegovo razlaganje započinje čak i na sobnoj temperaturi. Intenzitet razlaganja je, u tom slučaju naravno vrlo mali.

Promene u strukturi odvijaju se u pravcu transformacije martenzita u smešu ferita i karbida, pri čemu se ovaj preobražaj, sa porastom temperature otpuštanja, odvija sve potpunije i sve brže. Pored strukturnih promena pri otpuštanju se uklanjaju unutrašnji naponi koji su nastali u procesu austenitno-martenzitne transformacije i unutrašnji naponi izazvani promenom gustine odnosno zapremine koja nastaje transformacijom austenita u martenzit.

Zagrevanje na temperaturi 250°C dovodi i do transformacije zaostalog austenita, što je praćeno povećanjem specifične zapremine čelika. Kao rezultat razlaganja zaostalog austenita pojavljuje se fina smeša presićenog α -čvrstog rastvora i karbida gvožđa.

Otpuštanje na temperaturi 400°C dovodi do formiranja beinitne strukture, a samim tim i do povećanja udarne žilavosti čelika. Pored toga, nastavlja se proces destabilizacije i razlaganja zaostalog austenita po mehanizmu subkritične termičke obrade.

Visokotemperatursko otpuštanje, na temperaturama 550°C, nije izvođeno jer bi došlo do formiranja struktura perlitnog tipa (trustit, sorbit, lamelarni perlit), što bi izazvalo značajno i nepoželjno opadanje tvrdoće, odnosno otpornosti na habanje.

Pad tvrdoće u odnosu na vrednost temperature otpuštanja kod čelika sa 1,4% C dat je slikovito u tabeli 43 [6].

Tabela 43 Uticaj temperatura otpuštanja na tvrdoću [6]

Temperatura otpuštanja, (°C)	Tvrdoća po Rokvelu, (HRC)
20	63
100	63
200	59
300	55
400	48
500	41
600	34
700	25



Iz tabele 43 uočljiv je pad tvrdoće sa porastom temperature otpuštanja, ali da je opadanje naročito izraženo za temperature preko 400°C. Iz tog razloga zadržali smo maksimalnu temperaturu otpuštanja na granici od 400°C. Takođe iz tabele 41 i 42 uočava se da se tvrdoća smanjuje sa povećanjem temperature otpuštanja, i to za sve sadržaje ugljenika (1,4; 1,6; 1,8; 2,0 i 2,2%), ali u manjoj meri nego što je to slučaj iz tabele 43. Tvrdoća i pored evidentnog trenda opadanja ostaje i dalje na dovoljno visokom nivou. Za očekivati je intezivniji pad tvrdoće u slučaju povećanja temperature otpuštanja. Tabele 41 i 42 takođe pokazuju povećanje udarne žilavosti na višoj temperaturi otpuštanja kod svih sadržaja ugljenika, počev od 1,4% do 2,2%. Ovo je inače bio jedan od ciljeva ovog rada, da se sa povećanjem sadržaja vanadijuma poveća udarna žilavost. Udarna žilavost se može povećati i odgovarajućom termičkom obradom ali u neznačajnoj meri. Kao što dobijeni rezultati pokazuju, udarna žilavost sa porastom temperature otpuštanja raste. Sa daljim porastom temperature, trend rasta bi se nastavio verovatno u približno konstantnom pravcu. Ovo neznačajno povećanje udarne žilavosti pratilo bi značajno smanjenje tvrdoće. Smanjenje tvrdoće na račun rasta udarne žilavosti opravdano je samo do određene granice. Granica do koje ima smisla povećati udarnu žilavost, a smanjiti tvrdoću je temperatura otpuštanja od 400°C.

Zatezna čvrstoća u ovom konkretnom slučaju nije od velikog značaja. Međutim, poželjno je ovu karakteristiku zadržati u granicama propisanih vrednosti za ovu vrstu materijala. Kao što se može videti iz tabele 41 i 42 zatezna čvrstoća se smanjuje sa povećanjem temperature otpuštanja, takođe, za sve vrednosti ugljenika tj. za sadržaje 1,4; 1,6; 1,8; 2,0 i 2,2%. Smanjenje je toliko malo da bi se moglo i zanemariti ali je bitno konstatovati da postoji. Ovo smanjenje zatezne čvrstoće je očekivano jer zatezna čvrstoća prati trend povećanja i smanjenja tvrdoće kod ovih vrsta materijala. I ovde se pokazalo kao tačno, jer se tvrdoća i zatezna čvrstoća ponašaju veoma slično u odnosu na temperaturu otpuštanja i u odnosu na hemijski tretman.

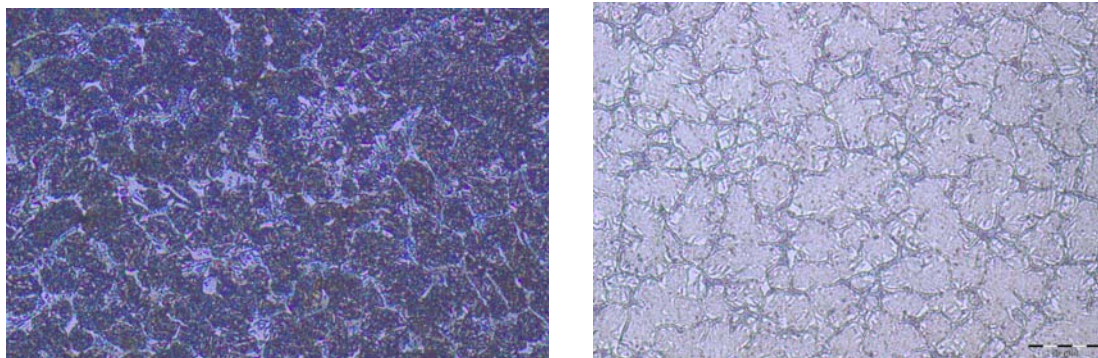
Na početku ovog izlaganja naznačeno je da se termički tretman obavljao u industrijskim uslovima. Ovi uslovi nisu ni približni onim koji bi se sproveli u laboratorijskim uslovima gde bi se promena temperature pratila u svakom trenutku, kako zagrevanja tako i hlađenja. U industrijskim uslovima postoji mogućnost da pojedini uzorci nisu izloženi istim temperaturnim promenama kao ostali, što dovodi do nesumljivih poremećaja. Međutim, karakteristike ovog materijala u proizvodnim uslovima biće iste kao u ovom radu.

Mikrostruktura metalne osnove legura koje sadrže 2 – 3% V, sa temperaturom otpuštanja 250°C sastoji se od beinita, sa vrlo malo zaostalog austenita i netransformisanog martenzita. Naime, u legurama koje sadrže 2 – 3% V, očvrsljeni austenit se u toku hlađenja, u velikoj meri transformiše u beinit. Osim toga, u metalnoj osnovi prisutna je i mala količina martenzita, uglavnom duž granice sa eutektičkim karbidom. Mikrostruktura uzoraka na temperaturi otpuštanja 400°C se razlikuje od prethodne što je između zrna širi pojas karbida, zrna su nešto sitnija. U mreži karbida uočljiva su sitni izlučeni karbidi.

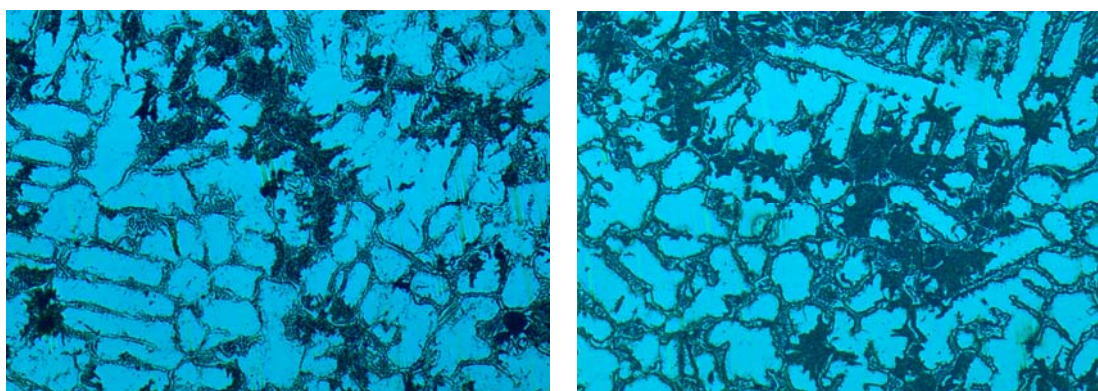
Kod ovog tipa legura, pri otpuštanju na temperaturi od 400°C struktura ostaje ista, ali su zrna i karbidi sitniji nego što je to slučaj kod otpuštanja na 250°C.



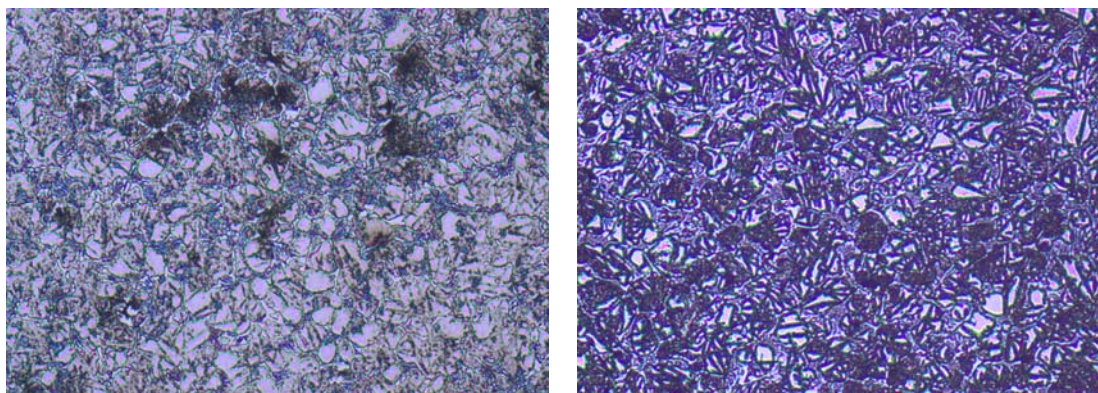
Na slikama od 105 do 112 prikazano je nekoliko karakterističnih fotografija mikrostrukture optičke mikroskopije za uzorke sa različitim sadržajem ugljenika i vanadijuma otpuštenih na 250 i 400°C.



a) b)
Slika 105 Mikrostruktura čelika 1,4% C; 10,00% Cr; 1% Mo i 0,5% V
a) otpuštenog na 250°C i b) otpuštenog na 400°C.

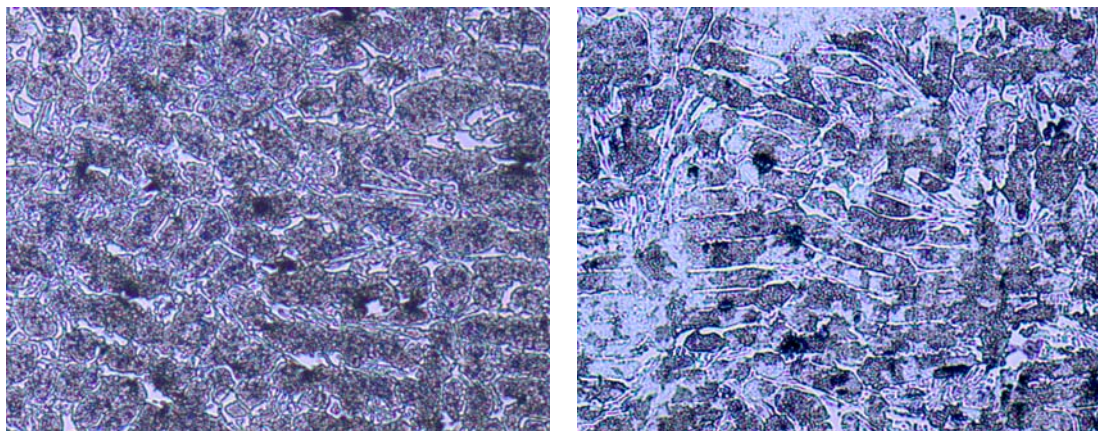


a) b)
Slika 106 Mikrostruktura čelika 1,6% C; 10,89% Cr; 1% Mo i 2,0% V
a) otpuštenog na 250°C i b) otpuštenog na 400°C

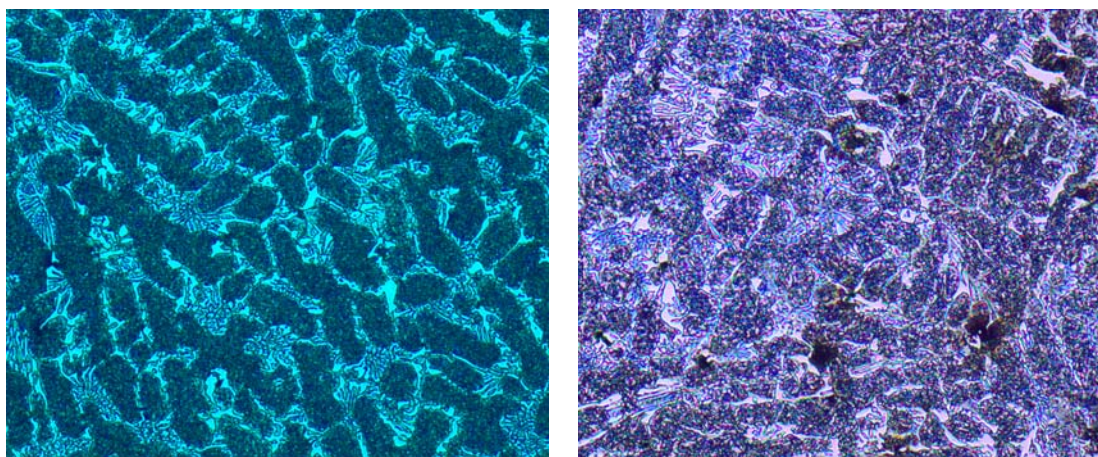


a) b)
Slika 107 Mikrostruktura čelika 1,8% C; 10,89% Cr; 1% Mo i 3,0% V
a) otpuštenog na 250°C i b) otpuštenog na 400°C



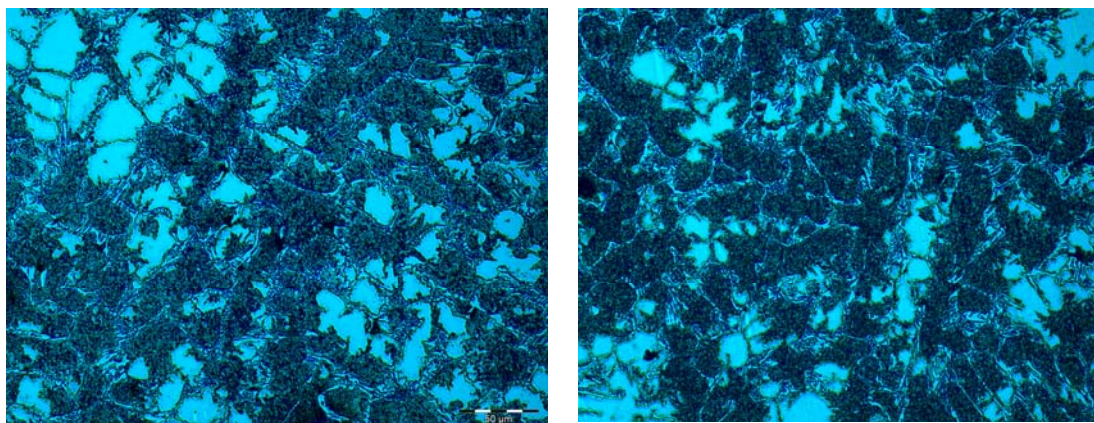


a) b)
Slika 108 Mikrostruktura čelika 2,2% C; 11,52% Cr; 0,797% Mo i 0,5% V
a) otpuštenog na 250°C i b) otpuštenog na 400°C

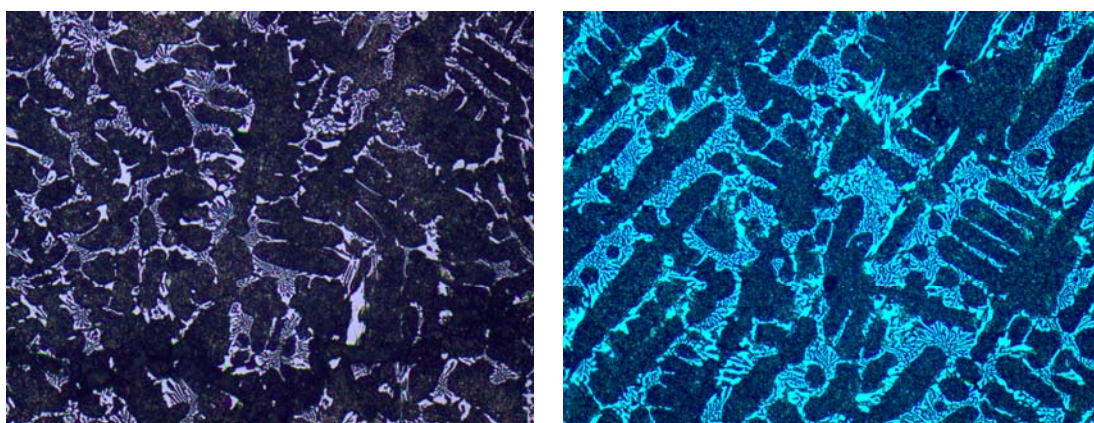


a) b)
Slika 109 Mikrostruktura čelika 2,2% C; 11,52% Cr; 0,797% Mo i 2,82% V
a) otpuštenog na 250°C i b) otpuštenog na 400°C

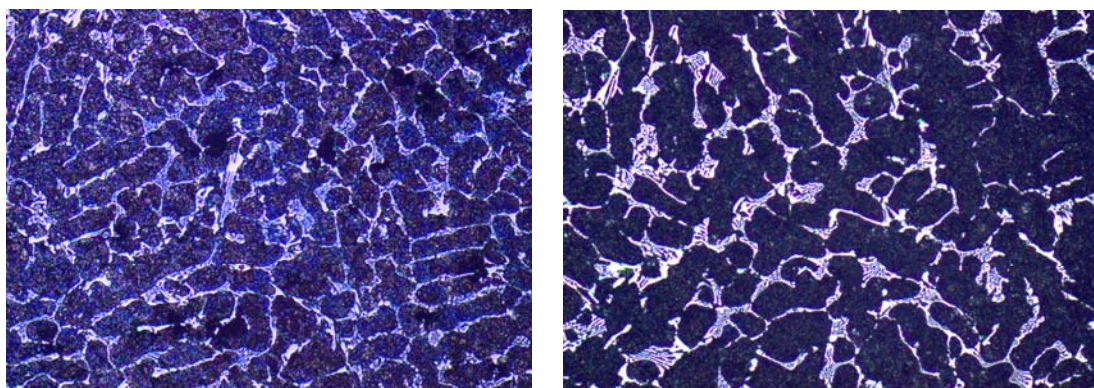




a) b)
 Slika 110 Mikrostruktura čelika 1,8% C; 11,52% Cr; 0,797% Mo i 2,0% V
 a) otpuštenog na 250°C i b) otpuštenog na 400°C



a) b)
 Slika 111 Mikrostruktura čelika 2,2% C; 11,52% Cr; 0,797% Mo i 1,0% V
 a) otpuštenog na 250°C i b) otpuštenog na 400°C



a) b)
 Slika 112 Mikrostruktura čelika 2,0% C; 11,52% Cr; 0,797% Mo i 0,5% V
 a) otpuštenog na 250°C i b) otpuštenog na 400°C



5.4. PRIMENA ČELIKA OTPORNIH NA HABANJE

Imajući u vidu dobijene vrednosti tvrdoće materijala (60,5 HRC), vrednosti udarne žilavosti ($8,75 \text{ J/cm}^2$) kao i oblik, raspored i krupnoću karbida u metalnoj osnovi, ispitivani materijal može da nađe široku primenu u mašinogradnji, prvenstveno za izradu delova i sklopova koji su u eksploataciji izloženi abrazionom, koroziono-abrazionom, udarno-zamornom, suvom abrazionom ili kombinovanom habanju. Ovo se prvenstveno odnosi na izradu delova građevinskih i rudarskih mašina, mašina u papirnoj industriji, energetici i metalurgiji. Asortiman delova za čiju izradu mogu uspešno da se koriste visokolegirani Cr-Mo čelici sa dodatkom vanadijuma čine:

- a) elementi mlinova:
 - habajuća tela (kugle i šipke),
 - segmentne ploče,
 - obložne ploče i
 - pregradne ploče.
- b) delovi građevinskih i rudarskih mašina:
 - zubi za bagere i roto-bagere,
 - navlake na zubima utovarnih kašika,
 - ravnjajuće grede na grejderima i skreperima,
 - delovi na kašikama rovokopača i
 - udarni delovi hidrauličnih i pneumatskih čekića za razbijanje agregata.
- c) delovi drobilica za kamen, rudu, uglj i minerale:
 - čekići,
 - udarne ploče,
 - radna tela drobilica,
 - lopatice za mešanje asfalta,
 - zubi bagera utovarivača,
 - segmenti tela drobilica,
 - obloge mlina i
 - separacione rešetke.
- d) ostalo:
 - aglomeracione sipke,
 - šipke bunkera za abrazivne materijale,
 - lopatice mašina za peskarenje,
 - tela muljnih pumpi,
 - ekstruderi presa za proizvodnju opeka,
 - kalupi za briketiranje uglja i čeličnih strugotina,
 - srca železničkih skretnica i
 - gusenice na tenkovima i transporterima i razni drugi delovi.



Svi ovi delovi su u eksploataciji izloženi snažnom abrazionom ili kombinovanom habanju. Tako, na primer, kod kaskadnog mokrog mlevenja sulfidnih ruda habajuća tela i ploče u mlinu su izloženi koroziono-abrazionom habanju, a kod kataraktnog režima mlevenja udarno-zamornom habanju. U sličnim uslovima rade delovi muljnih pumpi i ekstruderi presa za proizvodnju cigli, blokova i crepa.

Udarne tela mlinova, ploče čeljusnih drobilica i skretnička srca su u eksploataciji izložena kombinaciji adhezionog i zamornog habanja sa pojavom veoma visokih pritisnih naprezanja i impulsnih udarnih opterećenja. Zbog toga materijali od kojih se ovi delovi proizvode moraju pored tvrdoće, da poseduju i dobru žilavost. U ovom slučaju austenitni 12% Mn čelik se pokazao kao odličan materijal, pre svega zbog poznatog fenomena da se transformacija austenit – martenzit odvija na radnoj temperaturi pod dejstvom visokih lokalnih pritisnih naprezanja.

Kod delova izloženih habanju kada radni pritisci nisu veliki, kao što su aglomeracione šipke, separacione rešetke ili šipke bunkera i silosa za abrazivne materijale najbolje rezultate daje primena visokolegiranih Cr-Mo čelika i gvožđa, a relativno dobro se ponašaju i delovi izrađeni od martenzitnog, 4% Ni i 2% Cr livenog gvožđa (Ni-Hard-a).

Specifičan slučaj predstavljaju ekstruderi presa za opekarske proizvode ili kalupi za briketiranje. Ovi delovi su u eksploataciji izloženi sličnim opterećenjima kao alati za livenje pod pritiskom, kalupi za kovanje ili matrice za hladno vučenje. Osnovna razlika je u tome što su ekstruderi izloženi intenzivnom abrazivnom dejstvu čestica korunda, kvarca i drugih minerala što u preradi metala nije slučaj. Slična situacija se dešava kod briketiranja gde abraziju izvode čestice metalne strugotine ili drugih materijala koji se briketiraju. To znači da kod alata za preradu metala (livenje, kovanje ili hladno vučenje) u procesu rada preovlađuje adheziono habanje, a u slučaju prerade nemetala ili strugotine metala abraziono habanje. Dejstvo ovog drugog je agresivnije i zahteva otpornije materijale.

Za izradu konstrukcionih delova koji su izloženi abrazionom, koroziono-abrazionom ili udarno-zamornom habanju, danas se koristi više vrsta različitih legura gvožđa kao što su:

- kovani i valjani čelici otporni na habanje,
- austenitni manganski čelici,
- martenzitni Ni-Cr livena gvožđa (Ni-Hard gvožđa),
- visokolegirana Cr-Mo livena gvožđa,
- visokolegirani Cr-Mo čelici i
- kompozitni materijali na bazi *cast-in* karbida.

U prvu grupu spadaju oni čelici otporni na habanje koji mogu da se obrađuju postupcima kovanja i valjanja. Tipičan primer ovih delova su mlinske kugle i šipke. Materijali od kojih se izrađuju spomenuti elementi su niskolegirani manganski ili hromni čelici. Kvalitet pomenutih delova je zadovoljavajući sa aspekta cene koštanja po toni samlevenih minerala, ali je nedostatak mala otpornost na koroziju i kiselu sredinu, kao i na abrazivno dejstvo tvrde kvarcne jalovine.



Austenitni manganski čelici (Hadfieldovi čelici¹) su najstariji antifrikcioni materijali, koji se još uvek koristi za izradu delova otpornih na habanje. Iako danas postoje mnogi novi, savremeni materijali, Hadfieldov čelik je ostao neprikosnoven ali u jednom, relativno uskom domenu primene. Ova vrsta čelika daje odlične rezultate u pogledu otpornosti na habanje, u slučaju kad se habanje odvija u uslovima visokih, čak ekstremnih radnih pritisaka. Ali ako pritisci nisu visoki, Hadfieldov čelik se pri habanju ponaša kao svaki drugi čelik sa austenitnom strukturom.

Naime, kod ovog čelika se pod dejstvom visokih pritisaka na površini komada, bezdifuzionom transformacijom austenita, formira plitak sloj tvrdog martenzita dok se po preseku zadržava žilava austenitna struktura. Na taj način se zapravo dobija dvoslojni strukturni kompozit sa tvrdom površinom i žilavim jezgrom koji je veoma otporan na habanje. Ima mišljenja da se otvrdnjavanje odvija i zbog blokiranja dislokacija ali je krajnji efekat isti, povećanje tvrdoće i dobra otpornost na habanje. Ovo svojstvo Hadfieldovog čelika predstavlja njegovu najznačajniju karakteristiku, koja ga kvalifikuje za upotrebu u ove svrhe naravno samo u slučaju kada je u eksploataciji izložen visokim pritiscima. Ovi materijali se teško obrađuju rezanjem ili glodanjem, pa se stoga koriste za delove manje tačnosti izrade čije dimenzije mogu da se postignu livenjem, uz eventualnu naknadnu doradu brušenjem.

Kombinacija velike žilavosti austenita i tvrdoće izazvane formiranjem martenzitne strukture pri površinskim slojevima čini ovaj čelik pogodnim za izradu delova otpornih na udarno-zamorno habanje, pa se od njega izrađuju udarne grede drobilica, železničke skretnice i gusenice tenkova i transportera.

Martenzitna, Ni-Cr livena gvožđa, tzv. *Ni-Hardi* su liveni materijali otporni na habanje koji su se masovno primenjivali sredinom XIX veka. Ova grupa legura najčešće sadrži 3-5% Ni i 1,5-2,5% Cr, dok se sadržaj ugljenika kreće u rasponu 2,5-3,3%. U cilju poboljšanja strukture metalne osnove i dobijanja fino dispergovanih specijalnih karbida u strukturi, ovim legurama se dodaje do 1% Mo.

Martenzitna struktura metalne osnove može se dobiti ne samo termičkom obradom nego i livenjem gvožđa u vodi hlađenim metalnim kalupima (kokilama). Tehnologija kokilnog liva je vrlo produktivan i ekonomičan proizvodni postupak, ali zahteva visoku radnu i procesnu disciplinu i strogo pridržavanje propisanih parametara, hemijskog sastava, temperature liva, temperature kokile, vrste premaza itd.

Kompoziti na bazi *cast-in* karbida predstavljaju novu generaciju materijala otpornih na habanje. Prvi put su proizvedeni u poznatoj švedskoj kompaniji *SANDVIK A.B.* 1993. godine. Ovi materijali predstavljaju dvoslojne kompozite koji se sastoje od osnovnog materijala, najčešće nodularnog liva i površinske zone u čiju su osnovnu masu utisnute granule ili pločice karbida dimenzija 1 do 5 mm. Ovakav kompozit stoga ima dve vrednosti tvrdoće: tvrdoću jezgra od nodularnog liva koja iznosi 200-400 HV i tvrdoću površinskog karbidnog sloja od 900-1500 HV. Otpornost na habanje ovih materijala je veoma velika jer je ostvarena optimalna kombinacija visoke površinske tvrdoće i visoke žilavosti jezgra.

¹ Ime su dobili po Sir Robertu Hatfieldu, koji je 1882. godine prvi put proizveo ovaj kvalitet čelika i upotrebio ga za izradu točkova za tramvaje. 1884. godine Hatfield je dobio patentno pravo za sastav i tehnologiju izrade ove familije čelika koja sadrži 1,1-1,4% C i 11-14% Mn.



Posebno su se dobro pokazali pri izradi zuba bagera, udarnih tela u mlinovima, lopatica uređaja za peskarenje i sličnih delova.

Standardni visokolegirani Cr-Mo čelici, koji se koriste kao materijali otporni na habanje, imaju sledeći hemijski sastav:

- ugljenik....1,6 – 2,17 %,
- hrom.....10,0 – 25,0 % i
- molibden..0,3 – 3,0 %.

Ovim čelicima se radi usitnjavanja zrna i dobijanja fine strukture metalne osnove ponekad dodaje vanadijum u količini do 1%, a kod delova koji će u eksploataciji biti izloženi povišenim temperaturama, volfram u količini 1-2%. U nekim katalogima proizvođača i nekim literaturnim izvorima [37], visokolegirani Cr-Mo čelici obuhvataju i legure sa sadržajem ugljenika do 3%, mada po definiciji, legure gvožđa i ugljenika koje sadrže preko 2,11% C spadaju u livena gvožđa. Pri tome treba naglasiti da hrom zatvara γ područje, u faznom dijagramu Fe-Fe₃C, pa je kod visokolegiranih Cr-Mo čelika tačka E pomerena prema nižim sadržajima ugljenika, tako da se očvršćivanje ovih legura odvija po mehanizmu karakterističnom za livena gvožđa, sa pojavom manje količine ledeburitnog eutektikuma u strukturi. Zato se ovi čelici ponekad nazivaju ledeburitni čelici.

Osnovne karakteristike visokolegiranih Cr-Mo čelika su visoka tvrdoća i relativno dobra žilavost što ga čini odličnim materijalom za izradu habajućih delova. Ispitivanja koja su izvršena u ovom radu dodavanjem vanadijuma u sadržaju do 3% pokazala su veliki porast udarne žilavosti što ovaj čelik čini još pogodnijim za primenu u izradi habajućih delova koji su u eksploataciji izloženi dinamičkim odnosno udarnim opterećenjima.

Međutim, ocena otpornosti na habanje je veoma složen problem. Dok su tvrdoća i žilavost lako merljive veličine, otpornost na habanje veoma zavisi od vrste habanja, karakteristika abrazivnog sredstva i drugih uslova, tako da je laboratorijskim ispitivanjem moguće dobiti samo prognozu izdržljivosti habajućih delova. Stvarna otpornost na habanje ovih čelika može se utvrditi samo za konkretan slučaj merenjima u realnim eksploatacionim uslovima.

Istraživanja koja su prezentovana u poglavlju 4. jasno su pokazala da povećanje sadržaja ugljenika do 2,2% značajno povećava tvrdoću, ali utiče na smanjenje žilavosti legure. Upravo iz tog razloga je dodavan vanadijum kako bi se postiglo povećanje udarne žilavosti uz blagi pad tvrdoće. Struktura ovih čelika je uglavnom martenzitna ili martenzitno-beinitna, a njegova tvrdoća zavisi od hemijskog sastava i termičke obrade i kreće se u granicama 50-65 HRC. Pri habanju dolazi do stvaranja takozvanog martenzita habanja koji ima tvrdoću do 67 HRC. Do ovog povećanja tvrdoće dolazi zbog plastične deformacije površinskog sloja. Ako se želi postići i otpornost na dejstvo korozivnih reagensa ovim čelicima dodaje se 20% Cr.

Visokolegirani Cr-Mo čelici predstavljaju izuzetno dobre materijale kada je u pitanju habanje, posebno u uslovima abrazivnog habanja ili kada je ono kombinovano sa udarnim opterećenjima. Zbog svoje relativno dobre žilavosti mogu u određenim slučajevima, ne samo da zamene Hadfieldove čelike već i da nekoliko puta i nadmaše vek trajanja delova. U odnosu na visokolegirana Cr-Mo bela livena gvožđa imaju nešto nižu



tvrdću, ali su im sve druge osobine od značaja za habanje bolje. U tom smislu kvalitet habajućih delova izrađenih od ovih materijala opravdava visoke troškove njihove izrade.

Cena izrade habajućih delova od Cr-Mo-V je relativno visoka pa se zbog toga često koriste jeftiniji materijali iako je njihov vek trajanja i do četiri puta kraći. Međutim, situacija je sasvim drugačija tamo gde su habajuća tela deo kontinuiranog procesnog sistema i gde se radi zamene delova mora zaustaviti čitav proces odnosno tehnološka linija. U tim slučajevima, pored cene delova koji se zamenjuju u kalkulaciji treba uneti i cenu radne snage na održavanju, gubitke zbog zastoja pogona i druge indirektno troškove. U tom smislu kvalitet habajućih delova izrađenih od ovih materijala opravdava visoke troškove njihove izrade.

U određenim slučajevima lom usled nedovoljne žilavosti habajućeg elementa može da izazove havariju celog agregata pa čak i da dovede u pitanje bezbednost radnika. Rotacioni mlinovi čekićari zahtevaju da čekići koji udarima drobe materijal imaju dobru čvrstoću, žilavost, dinamičku čvrstoću i otpornost na zamor. Lom čekića ne samo što izaziva zastoj radi zamene, već može teško da ošteti mlin i izazove havariju celog sistema. U tim slučajevima, bez obzira na cenu izabraće se kvalitetan materijal koji osim niskog habanja garantuje i potpunu bezbednost.

Veliki industrijski sistemi ponekad su skloni da prave kompromise kada je u pitanju izbor habajućeg tela. Praksa u flotaciji preduzeća *RTB Bor* je utvrdila da su se najbolje pokazale mlinske kugle od Cr-Mo čelika proizvođača *Magotteaux* – Belgija, a koristile su se i kugle italijanskog proizvođača *ARMCO* i niskohromne kugle livnice *Mačkatica* iz Surdulice. Kugle proizvođača *Magotteaux* trošile su se 125 gr/t samlevene rude, a kugle proizvođača *Mačkatica* 600 gr/t, a njihova cena je bila trostruko manja. Računica je pokazala da je proizvodnja jeftinija sa kuglama *Magotteaux* za 37%. Međutim, brojni proceduralni procesi i carinske barijere bile su odlučujuće da se ipak koriste kugle iz *Mačkatice*.

Na kraju, kao rezime se može reći da je kod izbora materijala za izradu habajućih delova prvi kriterijum ekonomičnost, ali pritom delovi moraju da zadovolje sve tehničke zahteve, zahteve bezbednosti radnika i postrojenja i sigurnosti u snabdevanju.



6. ZAKLJUČAK

Pored praćenja mehaničkih veličina praćene su i promene u mikrostrukturi legure Fe–Cr–C–V pri promeni sadržaja ugljenika i vanadijuma, jer su mehaničke karakteristike u direknoj sprezi sa mikrostrukturnim promenama.

6.1. UTICAJ VANADIJUMA NA TVRDOĆU LEGURE

Tvrdoća je vrlo važna karakteristika samokaljivog čelika tipa X180CrMo12-1. Tvrdoću ovog čelika čini martenzitna osnova prožeta karbidima tipa M_7C_3 , i V_6C_5 .

Prosečne izmerene vrednosti postignute tvrdoće pri temperaturi otpuštanja od 250°C kreću se u granicama od 51 do 63 HRC. Najveća tvrdoća zabeležena je pri najmanjem sadržaju od 0,5% V i 2,2% C koja iznosi 63 HRC, a najmanja izmerena vrednost tvrdoće pri ispitivanju iznosi 51 HRC pri sadržaju od 3% V i 1,4% C.

Poređenjem srednjih vrednosti tvrdoće za različiti sadržaj vanadijuma evidentan je blagi pad tvrdoće.

Za uzorke istog hemijskog sastava otpuštenih na temperaturi od 400°C najveća izmerena vrednost tvrdoće iznosi 62,5 HRC kod sadržaja vanadijuma od 0,5% i sadržaju ugljenika od 2,2%. Najmanja vrednost tvrdoće od 52 HRC izmerena je pri sadržaju vanadijuma od 3,0% i sadržaju ugljenika 1,4%. Ako se uporede prosečne vrednosti izmerene tvrdoće za sadržaje vanadijuma od 0,5; 1,0; 2,0 i 3,0% tvrdoća respektivno opada i srednje vrednosti iznose 59,23; 57,7; 55,86 i 54,77 HRC. Očigledno je da tvrdoća opada sa porastom sadržaja vanadijuma i to nešto intenzivnije nego pri temperaturi otpuštanja od 250°C.

Generalno se može zaključiti da tvrdoća legure opada sa porastom vanadijuma pri svim sadržajima ugljenika. Trend opadanja tvrdoće je veći pri temperaturi otpuštanja od 400°C nego pri temperaturi od 250°C.



6.2. UTICAJ VANADIJUMA NA UDARNU ŽILAVOST LEGURE

Za ovu vrstu čelika udarna žilavost je od ključne važnosti. Poznata je činjenica da čelici ove vrste bez dodatka vanadijuma imaju veliku tvrdoću, a malu udarnu žilavost. Već pri malim sadržajima vanadijuma primetno je pozitivno dejstvo na visokolegirane Cr-Mo čelike u smislu povećanja udarne žilavosti. Vanadijum utiče na proces očvršćivanja ovih legura tako što sužava temperaturski interval kristalizacije. Pored toga u procesu izdvajanja primarnog austenita iz rastopa obrazuje se karbid tipa V_6C_5 koji blokira dalji rast austenitnih dendrita i na taj način podpomaže dobijanje sitnozrne strukture. Ovakva struktura omogućuje bolje karakteristike materijala pa i veću udarnu žilavost. Postavljeni cilj ovog rada je dostizanje što veće udarne žilavosti povećanjem sadržaja vanadijuma u strukturi i odgovarajućom termičkom obradom, pri čemu se tvrdoća ne bi značajno promenila. Ovo su praktično dva ključna tehnička parametra pomenutog čelika.

Kao u prethodnom slučaju razmatrani su uzorci istog hemijskog sastava i merena žilavost na uzorcima otpuštenih na 250 i 400°C

Prosečne izmerene vrednosti postignute udarne žilavosti za uzorke otpuštene na 250°C kreću se u granicama od 2,37 do 7,93 J/cm², pri čemu su najmanje vrednosti ostvarene pri sadržaju vanadijuma 0,5 (i ugljenika od 2,2%).

Značajno je zaključiti da se žilavost nije značajno povećala sa povećanjem vanadijuma od 0,5 na 1,0%. Tek pri sadržaju vanadijuma od 2,0% dolazi do promene vrednosti udarne žilavosti i to u smislu povećanja njene vrednosti. Nadalje pri povećanju sadržaja vanadijuma od 3%, takođe, dolazi do značajnog povećanja udarne žilavosti. Analizom izmerenih vrednosti udarne žilavosti (poglavlje 5., tabela 22 i slika 73) može se zaključiti da se sa povećanjem vanadijuma povećava udarna žilavost. Međutim, sa povećanjem ugljenika udarna žilavost se smanjuje.

Analizom srednjih vrednosti udarne žilavosti za sve sadržaje ugljenika i temperatuom otpuštanja od 250°C može se sa sigurnošću zaključiti da se sa povećanjem vanadijuma povećava udarna žilavost i to pri sadržaju vanadijuma 0,5% udarna žilavost iznosi 5,20 J/cm² i nadalje respektivno za 1,0% V 5,83 J/cm², 2,0% V 6,82 J/cm² i 3,0% V 7,66 J/cm². Maksimalna postignuta vrednost udarne žilavosti iznosi 7,93 J/cm².

Na osnovu izmerenih vrednosti udarne žilavosti jasno se nameće zaključak da se udarna žilavost povećava sa porastom sadržaja vanadijuma u leguri.

Izmerene vrednosti udarne žilavosti za uzorke istog hemijskog sastava otpuštenih na temperaturi od 400°C (vidi poglavlje 5. i tabelu 23) pokazuju da se sa povećanjem vanadijuma povećava udarna žilavost. Najmanja izmerena vrednost je 5,53 J/cm² i to pri sadržaju vanadijuma od 0,5% i ugljenika 1,8%, a najveća izmerena vrednost iznosi



8,95 J/cm² pri sadržaju vanadijuma od 3,0% i ugljenika 1,4%. Upoređivanjem podataka vrednosti udarne žilavosti iz tabele 22 i 23 poglavlja 5. može se zaključiti da su dobijene vrednosti iz tabele 23 (uzorci otpušteni na 400°C) nešto veće od vrednosti dobijene za temperaturu otpuštanja 250°C (tabela 22 poglavlje 5.). Razlog ovome je što kod temperature otpuštanja od 250°C ne dolazi do nikakvih promena u substrukтури već samo smanjenje unutrašnjih napona i povoljnijeg rasporeda atoma, dok kod temperature otpuštanja od 400°C dolazi do povoljnijeg rasporeda dislokacija, rasporeda atoma i sekundarnog taloženja karbida.

Pri ovome treba napomenuti da su uzorci za ispitivanje izrađeni u pogonsko-proizvodnim uslovima gde je teško strogo kontrolisati parametre tehnološkog procesa kao što su temperatura livenja, način hlađenja i brzina hlađenja i sl. U laboratorijskim uslovima bi ovi podaci bili sigurno znatno povoljniji.

6.3. UTICAJ VANADIJUMA NA ZATEZNU ČVRSTOĆU LEGURE

Zatezna čvrstoća ispitivane legure, takođe je jedna od važnih karakteristika mada u ovom slučaju ne i važnija od udarne žilavosti i tvrdoće, iz prostog razloga što je ovakva vrsta čelika namenjena za izradu delova gde je potrebna velika tvrdoća odnosno otpornost na habanje uz dobru žilavost.

Kao i kod ostalih vrsta ispitivanja i ovde su posebno ispitivani uzorci za dve temperature otpuštanja 250 i 400°C.

Vrednosti zatezne čvrstoće na uzorcima otpuštenih na 250°C se generalno malo međusobno razlikuju. Srednja vrednost zatezne čvrstoće za sadržaj vanadijuma od 0,5% iznosi 636,92 MPa, za 1,0% V zatezna čvrstoća iznosi 624,18 MPa, za 2,0% V 615,17 MPa i pri 3% V zatezna čvrstoća iznosi 545,53 MPa. Može se slobodno zaključiti da su promene male i pokazuju tendenciju opadanja.

Za uzorke otpuštene na temperaturi od 400°C ako se posmatraju srednje vrednosti zatezne čvrstoće pri različitim sadržajima vanadijuma može se konstatovati da je ovde takođe evidentan pad vrednosti zatezne čvrstoće.

Vrednosti zatezne čvrstoće pri sadržaju vanadijuma 0,5% iznosi 706,68 MPa i dalje respektivno za 1,0% V zatezna čvrstoća je 642,25 MPa, 2,0% V 600,77 MPa i 3,0% V 572,48 MPa. Vrednosti zatezne čvrstoće i u ovom slučaju opada sa porastom vanadijuma.

Poređenjem vrednosti zatezne čvrstoće za temperaturu otpuštanja 250 i 400°C može se zaključiti da postoji neznatno povećanje vrednosti zatezne čvrstoće za uzorke otpuštene na 400°C. S obzirom na prezentirane podatke može se dati zaključak da se generalno zatezna čvrstoća menja sa sadržajem vanadijuma i to sa povećanjem vanadijuma blago se smanjenje zatezna čvrstoća.



6.4. MEĐUSOBNA ZAVISNOST UDARNE ŽILAVOSTI I TVRDOĆE

U poglavlju 5. sprovedena je komparativna analiza zavisnosti između udarne žilavosti i tvrdoće. U tu svrhu sastavljene su tabele 26 i 27 kao i dijagram međusobne zavisnosti 79 za temperature otpuštanja 250°C i 400°C.

Na osnovu prezentiranih podataka u pomenutim tabelama (tab. 26 i 27) i konstruisanog dijagrama (sl. 79) može se zaključiti da se sa povećanjem udarne žilavosti ispitivane legure smanjuje tvrdoća. Drugim rečima epruvete sa većom tvrdoćom imaju manju udarnu žilavost. Dakle, ove dve osobine kod ispitivanih čelika su dijametralno suprotne.

Predstavljene promene prikazane su na dijagramu i nemaju isti intenzitet promene. Legure otpuštene na 250°C imaju intenzivniji karakter promene tj. sa porastom žilavosti brže opada tvrdoća nego što je to slučaj kod legura koje su otpuštene na 400°C.

6.5. UTICAJ VANADIJUMA NA MIKROSTRUKTURU ČELIKA

Mikrostrukturna ispitivanja potvrđuju da je osnova martenzitna sa zaostalim austenitom i da je između martenzitnih kristala karbidna mreža. Karbidnu mrežu čine kristali tipa M_7C_3 koji imaju raznovrsnu morfologiju. Karbidi su izlučeni u obliku lamela, ploča i rozeta koji su vidljivi na mikrostrukтури. I pri malom sadržaju vanadijuma od 0,5% primetan je karbid M_7C_3 koji u dvodimenzionalnom prostoru ima izgled šipki. EDS analiza metalne osnove potvrđuje da u njoj dominira martenzit i zaostali austenit. Povećan sadržaj ugljenika i mali procenat vanadijuma ukazuju na prisustvo fino dispergovanih karbida vanadijuma u metalnoj osnovi.

Povećani sadržaj vanadijuma od 2% već je stvorio značajne strukturne promene. Mikrostruktura metalne osnove sastoji se od beinita sa vrlo malo zaostalog austenita i netransformisanog martenzita. Eutektički karbidi čine mrežu oko zrna metalne osnove, a mali deo karbidnih faza izlučen je u obliku fino dispergovanih pojedinačnih zrna unutar metalne osnove. Karbidi su sitniji, a količina karbida koji su dispergovani u metalnoj osnovi je veća nego u prethodnom uzorku. U metalnoj osnovi pojavljuje se nešto veći sadržaj fino dispergovanih karbida hroma i vanadijuma. Karbidnu mrežu čine karbidi tipa M_7C_3 , koji pored hroma sadrže gvožđe, vanadijum i neznatno molibdena.



Povećanjem vanadijuma na vrednost od 3%, u strukturi metalne osnove pojavljuje se, takođe beinit sa izraženom karbidnom mrežom koja okružuje beinitna zrna. Eutektički karbidi koji čine mrežu oko zrna su sitniji nego u prethodnom slučaju, što je posledica povećanog sadržaja vanadijuma. Pojas karbida koji je formiran oko zrna je znatno širi nego što je to bio slučaj kod 2% vanadijuma. Izlučeni karbidi su u vidu tankih, radijalno raspoređenih štapova. U metalnoj osnovi nalaze se izuzetno fino dispergovana karbidna faza, a usitnjavanje ovih karbidnih zrna je posledica povećanog sadržaja vanadijuma. EDS analiza pokazuje da su se u strukturi formirali složeni Cr-Fe-V-Mo karbidi. Mrežu karbida čine karbidi tipa M_7C_3 , koji pored hroma sadrže i gvožđe, vanadijum i neznatno molibdena. EDS analize ukazuju na heterogenost raspodele legirajućih elemenata u okviru iste faze. Neravnomerna raspodela ugljenika, hroma i molibdena je karakteristična i za M_7C_3 -karbid i za austenit. Zapaža se da su eutektički, M_7C_3 karbidi vrlo nehomogeni. Razlog ovome leži u tome što vanadijum supstitucijski zamenjuje atome hroma u rešetki M_7C_3 -karbida, a pri većem sadržaju zamenjuje i atome gvožđa.

Značajno je zaključiti da povećani sadržaj ugljenika (preko 2%) i pri većem sadržaju vanadijuma ne dozvoljava dalje usitnjenje strukture. Mikrostruktura je veoma slična legiranim livenim gvožđima. Povećan sadržaj ugljenika uslovio je da u procesu otpuštanja na 250°C ne dođe do transformacije martenzita u beinit. Pored toga veliki sadržaj ugljenika uslovio je okrupnjavanje svih faza i mikrokonstituenata u strukturi, što je imalo uticaja na mehanička svojstva legure. Visok sadržaj ugljenika daje mogućnost da se u metalnoj osnovi formira karbid tipa M_3C i karbid $(Fe,Mn)_3C$.

Generalno se može zaključiti da sa povećanjem sadržaja vanadijuma struktura postaje finija, a raspored karbida povoljniji, što pozitivno utiče na mehaničke osobine čelika tj. na tvrdoću i udarnu žilavost. Prisustvo tvrdih karbida tipa M_7C_3 , V_6C_5 i VC, njihov sadržaj, povoljan raspored i morfologija obezbeđuju dobru otpornost na abrazivno habanje čak i u slučajevima kada su u kontaktu sa ekstremno tvrdim abrazivnim materijalima.



LITERATURA

1. B. Mišković, R. Pavlović, Razvoj metalnih materijala na osnovu čelika, Metaloruški Institut, Beograd, 1995.
2. M. Branković, S. Marković, Livene legure, železo – ugljenik, Tehnološko Metalurški fakultet, Beograd, 1998.
3. Flake C. Campbell, Elements of metallurgy and engineering alloys, The Materials Information Society, 2008.
4. H.K.D.H. Bhadeshia and R.W.K. Honeycombe, Steel- microstructure and Properties, Butterwort-Heinemann of Elsevier, Linacre House, Jordan Hill, Oxford, Third edition, 2006.
5. M. Filipović, Uticaj sadržaja vanadijuma i brzine hladjenja na stereološke parametre faza u strukturi Fe-C-Cr-V legura, MJoM-Journal of Metalurgy, 10(1)(2004.) pp.125-130
6. H. Šuman, Metalografija, prevod sa nemačkog, Tehnološko-Metalurški fakultet, Beograd, 1989.
7. M. Gajović, Martenzitno visokohromno liveno gvožđe visoke tvrdoće otporno na abraziono habanje, Rudarstvo, Geologija i Metalurgija, 35(3)(1984)str.323-327
8. F. Vodopivec, B. Šuštrčić, J. Vojvodić-Tuma, G. Kosec, Charpy notch toughness and hardness of reheated martensite and lower bainite, Metalurgija, 49(3)(2010)pp.149-154
9. M. Greger, M. Černy, L. Kander, J. Kliber, Strukture and properties of titanium for dental implants, Metalurgija, 48(4)(2008)pp.249-252
10. D. Momčilović, Softver u oblasti ispitivanja metalnih materijala, MjoM-Journal of Metalurgy, 11(2)(2005)pp.91-98
11. M.M.A. Bepari, Effects of precipitates on strength and toughness of vanadium structural steels, Materials Science and Technology, 6(4)(1990)pp.338-348
12. S. S. Babu, H. K. D. H. Bhadeshia, Transition from bainite to acicular ferrite in reheated Fe-Cr-C weld deposits, Materials Science and Technology, 6(10)(1990)pp.1005-1020
13. B. Sivilj, I. Sovilj-Nikić, D. Ješić, Measurement methodology of characteristics and election of Materials of tribomehanikal systems, Metalurgija, 50(2)(2011)pp.107-111



14. M. Gajović, Mehanizam habanja specijalnih visokougljeničnih čelika legiranih hromom, molibdenom i vanadijumom, Doktorska disertacija, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 1981.
15. M. Filipović, Osnovi očvršćivanja metala, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 2008.
16. F. Maratray, A population, AFS Transaction, 90(3)(1982)pp.795-804
17. K.H. Zum Gahr, D.V. Doane, met. Rrans., AFS Transaction, 11(11)(1980)pp.613-620
18. J. Dodd, J.L. Parks, Metals Forum, 23(3)(1980)pp.1-27
19. W. Fairharst, K. Rohrig, foundry T., Journal, 136(10)(1974)pp.685-698
20. H.S. Avery, Simp.-Mater., For the Mining Industry, 24(7)(1974)pp.43-77
21. J.M. Tong et al., Wear, 135(2)(1990)pp.217-226
22. D.E Deisburg, F. Borik, Simp.-Mater., For the Mining Industry, USA-Colorado, 1974.
23. Y. Wang, D. He, C. Yu, J. Jiang, Effect of vanadium on property of Fe-Cr-C hardfacing Alloy, Hanjie Xuebao/Trasaction of the China Welding Institution, 31(5)(2010)pp.61-64
24. T. Kavačkaj, M. Molnarova, I. Mamuzić, J. Bacso, R. Mišičko, M. Fujda, P. Škodronova, T. Kuskulić, I. Pokorny, Influence of reheating and cooling conditions on structure and mechanical properties of C-Mn-Si steel, Metalurgija, 47(3)(2008)pp.187-190
25. I.I. Cipin, Belie iznosostojkie čunguni, Metalurgija, Moskva, 1983.
26. A. Sinatora et al., 55-th International Foundry Congress, 27(4)(1988)pp.245-268
27. Q.D. Zhodu, Q.C. Rao, The Influence of Alloying Elements Si, Mn, V, Cu, and B on the Structures And Properties of High Chromium White Cast Irons, 55th International foundry congress, Moskva, CCCP, 1988.,pp.1236-1249
28. P. Dupin, J.M. Schissler, AFS Trans., 92(12)(1984)pp.335-360
29. A. Nagode, L. Kosec, B. Ulef, G. Kosec, Reviver of creep resistant alloys for power plant applications, Metalurgija, 50(1)(2011)pp.137-144
30. J.L. Parkers, AFS Transaction, 86(5)(1978)pp.93-102
31. F. Maratray, R. Usseglio-Nanot, Climax Molybdenum, Company, Paris, 1970.
32. B. Kočovski, Ugljenični legirani čelični liv, Tehnički fakultet, Bor, 1996.
33. J.Y. Su, X. Z. Guang, E. Z. Wang, The Journal of Xi'an Jiaotong University, 65(5)(1986)pp.49-67



34. M. Filipović, Ž. Kamberović, M. Korać, Uticaj termičke obrade na žilavost i otpornost na habanje Fe-Cr-C-Nb legura, *MJoM–Metalurgija-Journal of Metallurgy*, 14(4)(2008)pp.79-85
35. T.N. Baker, Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels, *Materials Science and Technology*, 25(9)(2009)pp.1083-1107
36. S. Gongqi, D. Peidao, Z. Shouze, Effect of vanadium on cast carbide in high speed steels, *Materials Science and Technology*, 8(5)(1992)pp.449-454
37. N. Radović, A. Koprivica, D. Glišić, A. Fadel, DJ. Drobnjak, Influence of Cr, Mn and Mo on structure and properties of V microalloyed medium carbon Forging steels, *MjoM-Journal of Metallurgy*, 16(1)(2010)pp.1-9
38. M. Filipović, Uticaj sadržaja vanadijuma i brzine hlađenja na stereološke parametre faza u strukturi Fe-C-Cr-V legura, *MjoM-Journal of Metallurgy*, 10(1)(2004)pp.54-61
39. E. Smith, An investigation of secondary hardening of a 1% vanadium–0.2% carbon steel, *Acta Metal*, 14(8)(1966)pp.583–593
40. W. Pang, HC. Man, TM. Yue, Laser surface coating of Mo–WC metal matrix composite on Ti6Al4V alloy, *Materials Science*, 390(4)(2005)pp.144–153
41. CS. Wright, RS. Irani, Towards equilibrium during tempering a high-speed steel, *Journal of Materials Science*, 33(19)(1984)pp.89–98
42. J. Liu, H. Chang, R. Wu, TY. Hsu, X. Ruan, Investigation on hot deformation behavior of AISI T1 high-speed steel, *Materials Characterization*, 45(7)(2000)pp.175–186
43. X. Furen, M. Zhao, Y. Shan, B. Liao, K. Yyang, Processing of ultralow carbon pipeline steels with acicular ferrite, *Journal of Materials Science and Technology*, 20(6)(2004)pp.779–781
44. S. Wilmes, G. Kientopf, J. Bergström, Carbide dissolution rate and carbide contents in usual high alloyed tool steels at austenitizing temperatures between 900 degr. C and 1250 degr. C, 6th Int. Tooling Conference, Use of Tools Steels: Experience and Research, Karlstad Univ., 2002. pp. 533–547
45. A.A Čeperkov, Lit. Proizvodi, 39(7)(1982)pp.9-10
46. Q. Lei, Z. Li, A. Zhu, W. Qiu, S. Liang, The transformation behavior of Cu–8.0Ni–1.8Si–0.6Sn–0.15Mg alloy during isothermal heat treatment, *Materials Characterization*, 62(2)(2011)pp.904-911
47. P. Ctibor, R. Lechnerová, V. Beneš, Quantitative analysis of pores of two types in a plasma-sprayed coating, *Materials Characterization*, 56(3)(2006)pp.297–304
48. W. Xiaolei, In situ formation by laser cladding of a TiC composite coating with a gradient distribution, *Surf Coat*, 115(5)(1999)pp.111–120



49. K.R. Lalitha, A. Arvind, D.B. Narendra, Laser surface engineered TiC coating on 6061 Al alloy: microstructure and wear, *Appl Surf Sci*, 153(4)(2000)pp.65–78
50. F. Abe, H. Araki, T. Noda, Microstructural evolution in bainite, martensite and δ ferrite of low activation Cr-2W ferrite steels, *Materials Science and Technology*, 6(8)(1990)pp.714-723
51. K. Soon-Ju, C. Seong-Hun, L. Sunghak, Hardness improvement of TiC-reinforced ferrous surface composites fabricated by high-energy electron beam irradiation”, *Scr Mater*, 40(2)(1998)pp.235–240
52. C. Sang-Joon, K. Soon-Ju, C. Seong-Hun, L. Sunghak, Phase analysis of surface layers irradiated with high-energy electron beam using Mössbauer spectroscopy”, *Mat Sci E A*, 256(1–2)(1999)pp.208–216
53. G. Manchang, K. Suk-Bong, 6061Al/Al–SiCp bi-layer composites produced by plasma-spraying process, *Mater Lett.*,46(8)(2000)pp.296–302
54. F. Cheng, Y. Wang, T. Yang, Microstructure and wear properties of Fe-VC-Cr₇C₃ composite coating on surface of cast steel, Elsevier, *Materials characterization*, 59(1)(2008)pp.488-492
55. F. Yang, H. Shi, J. Fan, Z. Xu, An investigation of secondary carbides in the spray- formed, high alloyed Vanadis 4 steel during tempering, Elsevier, *Materials characterization*, 59(1)(2008)pp.883-889
56. F. Yan, Z. Xu, H. Shi, J. Fan, Microstructure of the spray formed Vanadis 5 steel and Ultrafine structure, Elsevier, *Materials characterization*, 59(1)(2008)pp.592-597
57. W. Dennis, W. Van Geertruyden, Crystallography and metallographic of carbides in high alloy steels”, Elsevier, *Materials characterization*, 59(1)(2008)pp.825-841
58. J. Janovec, M. Svoboda, A. Kroupa, A. Vyrostkova, Thermal- induce evolution of secondary phases in Cr–Mo–V low alloy steels, *J Mater Sci*, 41(3)(2006)pp.3425–3433
59. A.D.B. Gingell, H.K.D.H. Bhadeshia, D.G. Jones, K.J.A. Amawella, Carbide precipitation in some secondary hardened steels, *J Mater Sci*, 32(2)(1997)pp.4815–4820
60. D. Čikara, *Mašinski materijali*, Fakultet tehničkih nauka, Kosovska Mitrovica, 2010.
61. N. Vidojević, *Termička obrada metala*, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 1973.
62. D. Manojlović, *Instrumentalna analiza - emisione optičke metode*, Hemijski fakultet, Beograd, 2010.
63. B. M. Manojlović, *Mašinski materijali*, Mašinski fakultet, Beograd, 1978.



-
64. Z. Burzić, Primena savremenih tehnologija u oblasti ispitivanja metala razaranjem, MJoM-Journal of Metallurgy, 11(2)(2005)pp.31-39
 65. P. Terzić, Ispitivanja metala-tehnička ispitivanja, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 1988.
 66. A. Todić, D. Čikara, T. Todić, B. Pejović, I. Čamagić, Research of effect vanadium on structure and Tension on self-calcaination steel, 2nd International congress, engineering, ecology and materials In the processing industry, Zvornik, 2011, Bosna and Hercegovina, pp.1117-1124
 67. A. Todić, D. Čikara, T. Todić, I. Čamagić, Influence of Vanadium on Mechanical Characteristics of Air-Hardening Steels, FME Transactions, 39(2)(2011)pp.49-54
 68. A. Todić, D. Čikara, T. Todić, B. Pejović, B. Ćirković, The effect of vanadium content on mehanical properties and structure of self-tempered steel X160CrMo12-1, 34th International conference on production engineering, Niš, 2011, Serbia, pp.99-102
 69. A. Sawamoto, K. Ogi, K. Matsuda, AFS Trans., 94(8)(1986)pp.403-416
 70. A. Algaran, C. Ayhan, M. Karakan, Structural, mechanical and ribological properties of duplex-treated AISI 5140 steel, Materials Characterization, 54(2)(2005)pp.85– 92
 71. B. Strnadel, K. Matocha, Testing samples size effect on notch toughness of structural steels, Metalurgija, 48(4)(2009)pp.253-256
 72. B. Radulović, R. Adžić, V. Asanović, Influential factor on beading resistance of C.5420 Steel during carburizing, MJoM-Journal of Metallurgy, 5(1)(1999)pp.156-163
 73. J. Bratberg, K. Frisk, An Experimental and theoretical analysis of the phase equilibrium in the Fe–Cr–V–C system, Met Mater TA, 35(12)(2004)pp.3649–3663.
 74. M.S. Bhat, W.M. Garrison, V.F. Zackay, Relations between microstructure and mechanical properties in secondary hardening steels, Mater Sci Eng, 41(11)(1979)pp.1–15.
 75. C. Capdevila, C. Garcia-Mateo, J. Chao, F.G. Caballero, Advanced vanadium alloyed Steel for heavz product applications, Materials Science and Technology, 25(11)(2009)pp.1383-1386
 76. D. Čikara, S. Marković, Tehnološka studija izrade zuba za roto bagere, Istraživački projekat, Beograd, 2004.
 77. D. Čikara, M. Rakin, A. Todić, Cast Steel-SiC Composites as Wear Resistant Materials, FME Transactions, 37(3)(2009)pp.151-155.
 78. D. Čikara, M. Rakin, D. Čikara-Anić, Quality Optimization of Steel Milling Balls, XVIII International Conference on Material handling, constructions and logistics,
-



MHCL 06, Beograd, 2006, Serbia, pp.131-138

79. D. Čikara, M. Rakin, D. Čikara-Anić, M. Simić, Kompoziti čelik-SiC kao materijal otporan na habanje, VII Naučno/stručni simpozij sa međunarodnim učešćem, Metalni i nemetalni materijali, Zenica, 2008, Bosnia and Hercegovina, pp. 201-206
80. D. Čikara, A. Todić, M. Rakin, S. Putić, Research of Quality Improvement of Refractory Linings for *Tundish* in Steelworks made by Shell Molding Process, The 42nd International October Conference on Mining and Metallurgy – IOC 2010, Kladovo, 2010, Serbia, pp. 424- 427
81. D. Čikara, D. Kalaba, Z. Vasić, D. Čikara-Anić, Possibilities of Application of Carbon Steel-SiC Cast-in-Carbide Composites as Wear Resistance Material, The Ninth Yugoslav Materials Research Society conference, *YUCOMAT 2007*, Herceg Novi, 2007, Montenegro, pp.159
82. D. Čikara, A.Todić, D. Čikara-Antić, Stell-SiC Cast-in-Carbide Composites as Alternative to wear resistant Cr-Mo steels, The Tenth Yugoslav Materials Research Society conference, *YUCOMAT 2008*, Herceg Novi, 2008, Montenegro, pp.128
83. Ö.N. Dođan, J.A. Hawk, J.H. Tylczak, Wear of cast chromium steels with TiC reinforcement, *Wear*, 250(9)(2001)pp.462–468
84. F. Vodopivec, M. Jenko, J. Vojvodić-Tuma, Stability of mc carbide particles size in creep resisting steels, *Metalurgija*, 45(3)(2006)pp.147-153
85. F. Chieh, C. Ming-Che, C. Chia-Ming, W. Weite, Microstructure change caused by (Cr,Fe)₂₃C₆ carbides in high chromium Fe–Cr–C hardfacing alloys, *Surf Coat*, 20(12)(2006)pp.908–915
86. F. Xiaoa, T. Bo Liaoa, D. Rena, Y. Shanb, K. Yangb, Acicular ferritic microstructure of a low-carbon Mn–Mo–Nb microalloyed pipeline steel, *Materials Characterization*, 54(4)(2005)pp.305– 314.
87. J. Raab, J. Mannheim, Position and the development of the global steel industry, *Metalurgija*, 47(3)(2008)pp.217-221
88. J. Zrnik, I. Mamuzić, S. V. Dobatkin, Recent progress in high strength low carbon steels, *Metalurgija*, 45(4)(2006)pp.323-331
89. J. Laigo, F. Christien, R. Le Gall, F. Tancret, J. Furtado, SEM, EDS, EPMA-WDS and EBSD Characterization of carbides in HP type heat resistant alloys, Elsevier, *Materials characterization*, 59(13)(2008)pp.1580-1586.
90. J. Richter, Tribological evaluation of high-speed steels with a regulated carbide phase, Elsevier, *Materials characterization*, 50(9)(2003)pp.339-347.
91. J. Prezelj, M. Čudina, Upotreba zvuka za monitoring i kontrolu kaljenja čeličnog uzorka u različitim vodenim rastopinama, *Metalurgija*, 50(1)(2011)str.37-40
92. J. Wang, R.L. Zuo, Z.P. Sun, C. Li, H.H. Liu, H.S. Yang, B.L. Shen, S.J. Huang,



- Influence of secondary carbides precipitation and transformation on hardening behavior of a 15 Cr–1 Mo–1.5 V white iron, *Materials Characterization*, 55(2)(2005)pp.234–240
93. J. Wang, C. Li, H. Liu, H. Yang, B. Shen, S. G. S. Huang, The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron, *Materials Characterization*, 56(1)(2006)pp.73–78
94. K. Peev, M. Radulovic, M. Fiset, Modification of Fe-Cr-C alloys using mischmetal, *Journal of Materials science letters*, 13(2)(2001)pp.112-114
95. K. Kaneko, T. Fukunaga, K. Yamada, N. Nakada, M. Kikuchi, Z. Saghi, J.S. Barnard, P.A. Midgley, Formation of M₂₃C₆-type precipitates and chromium-depleted zones in austenite stainless steel, *Scripta Materialia*, 65(1)(2011)pp.509–512
96. Y.K. Oh, G.S. Kim, J.E. Indacochea, Creep rupture behavior due to Molybdenum rich M₆C carbide in 1.0Cr-1.0Mo-0.25V bainitic steel weldment, *Scripta Material*, 41(1)(1999)pp.7–12
97. L. Byeong-Joo, L. Dong Nyung, A thermodynamic evaluation of the Fe–Cr–V–C system, *J Phys E*, 13(4)(1992)pp.349–364
98. Z.K. Liu, J. Agren, Morphology of cementite decomposition in an Fe–Cr–C alloy, *Metal Trans A Phys Metal Mater Sci*, 22(9)(1991)pp.1753–1759
99. M. Radulović, M. Fiest, K. Peev, Effect of rare earth elements on microstructure and Properties of high chromium white iron, *Materials Science and Technology*, 10(12)(1994)pp.1057-1062
100. M. Radulovic, M. Tomovic, D. Mihajlovic, K. Peev, M. Tomovic, Microstructure and properties of vanadium-alloyed high-chromium white iron, *Journal of the Serbian Chemical Society*, 58(3-4)(1993)pp.251-261
101. M.J. Peet, H.K.D.H. Bhadeshia, Surface Relief Due to Bainite Transformation at 473 K(200°C), *Metallurgical and materials transactions*, 33(6)(2011)pp.344-350
102. M. Vijayalakshmi, S. Saroja, V.S. Raghunathan, Validity of concept of phase evolution diagrams to weldments of 9Cr-1Mo steel, *Scripta Material*, 41(2)(1999)pp.149–152
103. N. Bajić, V. Šijački-Žeravčić, M. Rakin, D. Čikara, The Analysis of Microstructure and Mechanical Properties of Welded Joints obtained with two Types of Cored Filler Wires, *The Ninth Yugoslav Materials Research Society conference, YUCOMAT 2006, Herceg Novi, 2007, Montenegro*, pp.140
104. O. Novitović, B. Jordović, *Termička obrada čelika*, Tehnički fakultet, Čačak, 1999.
105. Q.X. Dai, X.N. Cheng, Y.T. Zhao, X.M. Luo, Z.Z. Yuan, Design of martensite transformation temperature by calculation for austenitic steels, *Elsevier, Materials characterization*, 52(10)(2004)pp.349-354



-
106. R. Petrov, L. Kestens, Y. Houbaert, Characterization of the microstructure and transformation behavior of strained and nonstrained austenite in Nb-V-alloyed C-Mn steel, Elsevier, Materials characterization, 53(11)(2004)pp.51-61
 107. Z. Sun, R. Zuo, C. Li, B. Shen, J. Yan, S. Huang, TEM study on precipitation and transformation of secondary carbides in 16 Cr–1 Mo–1 Cu white iron subjected to subcritical treatment, Materials characterization, 53(11)(2004)pp.403–409.
 108. V. Neubert, J. Reuter, N. El-Mahalawy, H. Hoffmeister, R. Hoffmann, Effect of welding technique on weld morphology and hardness of supermartensitic 13%Cr steels, Materials Science and Technology, 20(2)(2004)pp.1551-1562
 109. R. Wang, G.L. Dunlop, The crystallography of secondary carbide precipitation in high speed steel, Acta Metal, 32(15)(1984)pp.1591–1599
 110. W. Wua, L.Y. Hwua, D.Y. Lina, J.L. Leeb, The relationship between alloying Elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds, Scripta mater. 42(5)(2000)pp.1071–1076
 111. X. Zhang, N. Liu, C. Rong, Effect of molybdenum content on the microstructure and mechanical properties of ultra-fine Ti(C, N) based cermets, Elsevier, Materials characterization, 59(11)(2008)pp.1690-1696
 112. Z. Sun, R. Zuo, C. Li, B. Shen, J. Yan, S. Huang, TEM study on Precipitation and transformation of secondary carbides in 16Cr-1Mo-1Cu white iron subjected to subcritical treatment, Elsevier, Materials characterization, 53(8)(2004)pp.403-409
 113. Lj. Nedeljković, M. Djurdjević, M. Tripković, Steel-an Inhomogeneous structural Material, MJoM -Journal of Metallurgy, 3(2)(1998)pp.146-151
 114. Ž. Adamović, Expert system for the application of maintenance technology in the steel industry, MJoM-Journal of Metallurgy, 3(2)(1997)pp.67-77
 115. J. Kliber, R. Fabik, I. Vitez, K. Drozd, Hot forming recrystallization kinetics in steel, Metalurgija, 40(1)(2010)pp.67-71
 116. Dokumentacija livnice čelika „Mačkatnica“ – Surdulica
 117. Katalog proizvoda, Železara „Ravne“- Ravne na Koroškem, 1989.
 118. Prospektni materijali firme, SANDVIK, ARMAKO, MAGOTTEAUX, HUND, GmbH
 119. Standard za ispitivanje zatezanjem SRPS EN 10 002-1
 120. Standard za ispitivanje udarne žilavosti SRPS EN 10 045-1
 121. Standard za ispitivanje tvrdoće HRC metoda-SRPS ISO 1024

