

Utjecaj vremena žarenja na svojstva austenitnog nehrđajućeg čelika

Pavičić, Katarina

Master's thesis / Diplomski rad

2019

Degree Grantor / Ustanova koja je dodijelila akademski / stručni stupanj: **University of Zagreb, Faculty of Metallurgy / Sveučilište u Zagrebu, Metalurški fakultet**

Permanent link / Trajna poveznica: <https://um.nsk.hr/um:nbn:hr:115:687530>

Rights / Prava: [In copyright](#) / [Zaštićeno autorskim pravom.](#)

Download date / Datum preuzimanja: **2024-07-23**



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET
UNIVERSITY OF ZAGREB
FACULTY OF METALLURGY

Repository / Repozitorij:

[Repository of Faculty of Metallurgy University of Zagreb - Repository of Faculty of Metallurgy University of Zagreb](#)



SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Katarina Pavičić

DIPLOMSKI RAD

Sisak, rujan 2019.

SVEUČILIŠTE U ZAGREBU
METALURŠKI FAKULTET

Katarina Pavičić

UTJECAJ VREMENA ŽARENJA NA SVOJSTVA AUSTENITNOG NEHRĐAJUĆEG
ČELIKA

DIPLOMSKI RAD

Mentor: prof. dr. sc. Stjepan Kožuh

Članovi Povjerenstva za ocjenu i obranu diplomskog rada:

Predsjednik: prof. dr. sc. Mirko Gojić

Član: prof. dr. sc. Stjepan Kožuh

Član: doc. dr. sc. Ivan Jandrić

Zamjenski član: doc. dr. sc. Ivana Ivanić

Sisak, rujan 2019.

IME: Katarina
PREZIME: Pavičić
MATIČNI BROJ: M – 70/17

Na temelju članka 19. stavak 2. Etičkog kodeksa Sveučilišta u Zagrebu dajem sljedeću

IZJAVU O IZVORNOSTI

Izjavljujem da je moj diplomski rad pod naslovom:

UTJECAJ VREMENA ŽARENJA NA SVOJSTVA AUSTENITNOG NEHRĐAJUĆEG

ČELIKA

izvorni rezultat mojeg rada te da se u izradi istoga nisam koristio drugim izvorima osim onih koji su u njemu navedeni.

Sisak, 16. 9. 2019.

(vlastoručni potpis)

Izrazi koji se koriste u ovoj Izjavi, a imaju rodno značenje, koriste se neutralno i odnose se jednako i na ženski i na muški rod.

Zahvaljujem se svojoj obitelji, posebice sestri na neprekidnoj potpori i ohrabrivanju tijekom mog života i studija. Želim se također zahvaliti dečku Nikoli i bliskim prijateljima što su mi bili podrška. Posebno se zahvaljujem svom mentoru, prof. dr. sc. Stjepanu Kožuhu na strpljenju, savjetima, ogromnom trudu i nesebičnoj pomoći pri izradi diplomskog rada. Također, zahvaljujem se doc. dr. sc. Ivani Ivanić na velikoj pomoći tijekom izrade eksperimentalnog dijela.

SADRŽAJ

1. UVOD	1
2. TEORIJSKI DIO	3
2.1. Povijesni razvoj nehrđajućih čelika	3
2.2. Općenito o nehrđajućim čelicima i njihova podjela	3
2.2.1. Feritni nehrđajući čelici	6
2.2.2. Austenitni nehrđajući čelici	7
2.2.3. Dupleks nehrđajući čelici	8
2.2.4. Martenzitni nehrđajući čelici	9
2.3. Mikrostruktura i svojstva austenitnih nehrđajućih čelika	10
2.3.1. Osnovna svojstva austenitnih nehrđajućih čelika	10
2.3.2. Klasifikacija, podjela i primjena austenitnih čelika	12
2.3.3. Mikrostruktura austenitnih nehrđajućih čelika	14
2.3.3.1. Sigma faza	17
2.3.3.2. Nitridi	18
2.3.3.3. Karbidi	19
2.3.4. Svojstva austenitnih nehrđajućih čelika	20
2.3.4.1. Mehanička i fizikalna svojstva	20
2.3.4.2. Zavarljivost	21
2.3.4.2. Korozijska postojanost	21
2.4. Utjecaj legirnih elemenata na nehrđajući čelik	22
2.4.1. Ugljik	25
2.4.2. Krom	25
2.4.3. Nikal	25
2.4.4. Molidben	26
2.4.5. Mangan	26

2.4.6. Dušik	26
2.4.7. Kobalt	26
2.4.8. Silicij, sumpor i fosfor	27
2.5. Toplinska obrada	27
3. EKSPERIMENTALNI DIO	28
3.1. Toplinska obrada	28
3.2. Metalografska priprema	30
3.3. Optička mikroskopija	32
3.4. Pretražna elektronska mikroskopija	33
3.5. Mjerenje mikrotvrdoće	36
3.6. Mjerenje udarne radnje loma	37
4. REZULTATI I RASPRAVA	40
4.1. Utjecaj žarenja na mikrostrukturu	40
4.2. Utjecaj žarenja na mikrotvrdoću	62
4.3. Utjecaj žarenja na udarnu radnju loma	63
4.4. Frakografska analiza	64
5. ZAKLJUČAK	68
6. LITERATURA	69
ŽIVOTOPIS	72

SAŽETAK

UTJECAJ VREMENA ŽARENJA NA SVOJSTVA AUSTENITNOG NEHRĐAJUĆEG ČELIKA

U ovom radu provedena je mikrostrukturalna analiza, ispitivanje mikrotvrdoće i udarne radnje loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L. Ispitivanja su provedena prije i nakon žarenja na 850 °C. Vrijeme žarenja tijekom ispitivanja je bilo od 30 do 90 minuta. Nakon žarenja, uzorci su ohlađeni na sobnoj temperaturi. Mikrostrukturalna analiza ispitivanih uzoraka provedena je optičkom mikroskopijom (OM) i pretražnom elektronskom mikroskopijom (SEM) opremljenom uređajem za energetska disperzijsku spektroskopiju (EDS). Ispitivanja udarne radnje loma provedena su na uređaju Charpyju na sobnoj temperaturi. Početno valjano stanje ispitivanog čelika pokazalo je prisutnost tipičnih izduženih poligonalnih zrna austenita i delta ferita, dok uzorci nakon žarenja pokazuju prisutnost i razvoj sigma faze u mikrostrukтури tijekom žarenja. Mikrotvrdoća je mjerena Vickersovom metodom te je utvrđeno da porast vremena žarenja nema značajniji utjecaj na mikrotvrdoću. Porastom vremena žarenja smanjila se udarna radnja loma što se može povezati s mikrostrukturnim promjenama. Nakon ispitivanja udarne radnje loma provedena je fraktografska analiza prijelomnih površina pomoću pretražnog elektronskog mikroskopa.

Ključne riječi: austenitni nehrđajući čelik, mikrostrukturalna analiza, toplinska obrada, žarenje, udarna radnja loma, mikrotvrdoća

ABSTRACT

THE EFFECT OF ANNEALING TIME ON PROPERTIES OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL

In this paper, microstructural analysis, microhardness testing and fracture impact tests of austenitic stainless steel AISI 316L were performed. Investigations were performed before and after annealing at 850 °C. The annealing time during the investigation was 30 to 90 minutes. After annealing, the samples were cooled down to room temperature. Microstructural analysis of the investigated samples was performed by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) equipped with device for energy dispersive spectroscopy (EDS). Impact energy tests were performed on a Charpy device at room temperature. The initial rolled state of the test steel showed the presence of typical elongated polygonal grains of austenite and delta ferrite, while after-annealing samples showed the presence and development of sigma phase in the microstructure during annealing. Microhardness was measured by the Vickers method and it was found that an increase in annealing time had no significant effect on microhardness. With increasing annealing time, the impact energy, which can be associated with microstructural changes, has decreased. After impact energy testing, fractographic analysis of fracture surfaces was performed using a scanning electron microscope.

Keywords: austenitic stainless steel, microstructure, heat treatment, annealing, impact energy, microhardness

1. UVOD

U današnje vrijeme nije moguće zamisliti proizvodnju u industrijama kao što su građevinarstvo, automobilska industrija, strojogradnja i mnoge druge industrije širom svijeta, a da u svojem procesu proizvodnje ne koriste materijal kao što je nehrđajući čelik [1]. Davne 1821. godine francuz Bertheir otkrio je nehrđajući čelik tijekom svojih istraživanja kada je u čelik dodavao krom kako bi izradio pribor za jelo. Tijekom 20. stoljeća intenzivno se razvija tehnologija proizvodnje čelika te su otkriveni brojni novi načini i tehnike koji su kasnije uvelike pridonijeli i unaprijedili proizvodnju čelika [2]. Osim legiranja s najmanje 12% kroma, da bi čelik bio korozijski postojan (pasivan), mora biti ispunjen još jedan uvjet, a to je postojanje homogene monofazne feritne, austenitne ili martenzitne mikrostrukture, radi izbjegavanja opasnosti od nastanka područja s različitim elektropotencijalom od potencijala osnovne mase. Pored kroma, postojanost prema koroziji povećava se dodatkom nikla. Kombinacijom legiranja kromom i niklom razvijeni su čelici tipa 18/8 (18% Cr i 8% Ni), s austenitnom mikrostrukturom koji su otporni na djelovanje kiselina. Legiranje molibdenom omogućava lakše pasiviziranje te poboljšava korozijsku postojanost i otpornost na jamičastu koroziju Cr-Ni čelika. Legiranjem jakim karbidotvorcima, npr. titan, niobij, omogućava se izbjegavanje pojave interkristalne korozije.

Općenito vrijedi da skupina korozijski postojanih čelika mora sadržavati:

- feritotvorce – Cr, Si, Al, Mo, Nb, Ti
- austenitotvorce – Ni, Mn, (Co), Cu, N [3].

Prema nastaloj mikrostrukтури nehrđajući čelici dijele se na feritne, austenitne, austenitno-feritne (dupleks) i martenzitne čelike.

Feritni nehrđajući čelici sadrže 12 – 18% kroma i nešto manje od 0,1% ugljika. Feritni nehrđajući čelici magnetični su, relativno mekani, slabo zavarljivi, skloni stvaranju sigma faze, no imaju dobru obradljivost odvajanjem čestica, nisu postojani u kloridnim otopinama, skloni su lomu pri niskim temperaturama. Navedeni nedostaci mogu se poboljšati dodavanjem povišenog udjela kroma, sniženjem udjela ugljika te legiranjem s molibdenom i niklom. Znatna poboljšana svojstva postižu se porastom čistoće feritnih čelika, odnosno dobivanjem vrlo niskih udjela nečistoća i primjesa pomoću suvremenih metoda rafinacije [3].

Austenitni nehrđajući čelici sadrže 0,02 – 0,15% kroma te 8 – 20% nikla, uz mogućnost dodavanja određene količine molibdena, titana, niobija, tantala i dušika. Glavna prednost ove skupine nehrđajućih čelika je otpornost na interkristalnu koroziju, a glavni nedostatak je sniženje granice razvlačenja zbog manjeg udjela ugljika. Austenitni nehrđajući čelici nemagnetični su, nemaju mogućnost usitnjavanja zrna, veće su napetosti i deformacije tijekom zavarivanja nego kod feritnih čelika, odlikuju se odličnom plastičnošću, a legiranjem s molibdenom, volframom i vanadijem postiže se dobra otpornost prema puzanju pri temperaturama iznad 600 °C [3].

Austenitno-feritni (dupleks) nehrđajući čelici sadrže 22 – 24% kroma i 6 – 8% nikla. Posjeduju dvofaznu austenitno-feritnu mikrostrukтуру s 40 – 60% ferita. Upravo zbog dvofazne mikrostrukture ova skupina nehrđajućih čelika pokazuje manju otpornost prema općoj koroziji, ali imaju znatno povišenu postojanost prema napetosnoj koroziji u kloridnim otopinama. Jedan od glavnih ciljeva legiranja dupleks čelika je održavanje dovoljno visokog udjela austenita, što je posebno važno tijekom zavarivanja. Previsoki udio ferita može uzrokovati sniženje korozijske postojanosti, te pojavu krhkosti. Dupleks čelici najčešće se

primjenjuju u industriji nafte i plina, petrokemijskoj industriji, kemijsko-procesnoj industriji, brodogradnji, industriji papira itd. [3].

Martenzitni nehrđajući čelici imaju povišeni udio ugljika (0,2 – 1,0%), iznad 12% kroma (do 18%), te mogu sadržavati i do 1,3% molibdena i 2,5% nikla. Optimalna mehanička svojstva i korozijska postojanost ove skupine čelika postiže se kaljenjem na zraku ili u ulju i naknadnim popuštanjem. Martenzitni nehrđajući čelici mogu se podijeliti u dvije podskupine. Jedna skupina su konstrukcijski čelici (sadrže do $\approx 0,25\%$ C, poboljšavaju se), a druga skupina su alatni čelici ($> 0,3\%$ C, nakon kaljenja se nisko popuštaju). Kod konstrukcijskih čelika posebna pažnja usmjerava se prema korozijskoj postojanosti, a kod alatnih postoji dodatni zahtjev prema otpornosti na abrazijsko trošenje. Zbog toga alatni čelici imaju dvofaznu mikrostrukturu (martenzit + karbidi) čija je korozijska postojanost niža od jednofazne martenzitne mikrostrukture [3].

U teorijskom dijelu diplomskog rada navedene su vrste nehrđajućih čelika s osnovnim svojstvima i primjenom, dok je u eksperimentalnom dijelu rada istražen utjecaj vremena žarenja na svojstva austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L.

2. TEORIJSKI DIO

2.1. Povijesni razvoj nehrđajućih čelika

Kroz povijest postojali su brojni znanstvenici koji su zaslužni da danas postoji korozijski postojani čelik kao svestran materijal.

Razvoj nehrđajućih čelika započinje 1821. godine kada je Berthier otkrio blagotvorni učinak dodatka kroma na otpornost prema koroziji, tada je razvijena legura sa 1,5 mas. % Cr [4].

Godine 1872. znanstvenici Woods i Clarck (Engleska) prepoznali su komercijalnu vrijednost nehrđajućih kromovih legura. Podnijeli su zahtjev za patent na „Weather-Resistant Alloys“ te naveli da za konstrukcije sa zahtjevom za maksimalnom otpornošću na koroziju udio kroma u leguri treba biti 30% i volframa 1,5%. Također za konstrukcije bez zahtjeva za maksimalnom otpornošću na koroziju maseni udio kroma bio je 5%. Međutim, važni razvoj nehrđajućih čelika dogodio se 1875. godine kada je Brustlein detaljno opisao važnost niske razine ugljika u uspješnoj izradi nehrđajućih čelika te je istaknuo da kako bi se stvorila legura s visokim postotkom kroma, sadržaj ugljika mora ostati ispod 0,15 % [5].

Leon Guillet (Francuska) 1905. godine objavljuje knjigu o nehrđajućem čeliku pod nazivom „Stainless Steel“. U Njemačkoj 1908. godine tvornica „Krupp Iron Works“ eksperimentira s dodatkom nikla i proizvodi krom-nikal čelik za jahtu „Germania“ poznatiju kao „Half Moon“ [4].

P. Monnartz (Njemačka) je 1911. god. otkrio važnost minimalnog masenog udjela kroma u leguri. Otkrio je povezanost između kroma i otpornosti prema koroziji, navodeći da je značajan poticaj u otpornosti prema koroziji kada legura ima najmanje 12% Cr [5].

Harry Brearly (Engleska) navodi se kao izumitelj tzv. „rustless steel“ (čelik bez hrđe) ili nehrđajućeg čelika (eng. stainless steel). Istraživajući nove vrste čelika koje bi bolje mogle odoljeti eroziji počeo je ispitivati utjecaj kroma na čelik, koji u odnosu na standardni ugljični čelik podiže točku tališta. Rezultat istraživanja bila je nova kromova legura koja je bila više korozijski postojana nego legure otkrivene do tada. Prema navedenim podacima 1913. god. proizveden je prvi nehrđajući čelik sa 0,24% C i 12,8% Cr [5].

Znanstvenici iz SAD-a se 1911. – 1914. god. intenzivnije uključuju u istraživanje nehrđajućih čelika. Becker i Dantsizen rade na feritnom nehrđajućem čeliku kemijskog sastava 14 – 16% Cr i 0,07 – 0,15% C. W. H. Hatfield nastavlja rad H. Brearly-a i 1924. god. nastaje nehrđajući čelik nazvan „18/8“, koji se i danas najviše koristi. Osim dodatka kroma navedeni čelik ima i dodatak nikla (18% Cr i 8% Ni). W. H. Hatfield izumio je i 18/8 nehrđajući čelik s dodatkom titana te je taj čelik poznatiji kao „321“ (po ASTM/AISI) [5].

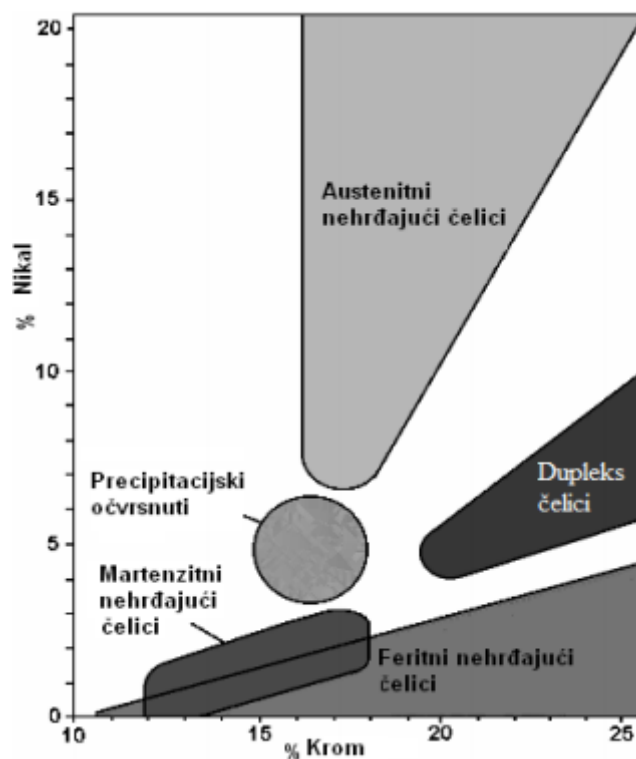
2.2. Općenito o nehrđajućim čelicima i njihova podjela

Vjerojatno najvažnija skupina konstrukcijski postojanih materijala jesu tzv. nehrđajući čelici. Posebno su važni zbog odlične korozijske i toplinske otpornosti, visokog odnosa čvrstoće s obzirom na masu, dobrih svojstava kod niskih temperatura, niske magnetske permeabilnosti itd. [6].

Nehrđajući čelici su legure na bazi željeza koje sadrže najmanje 12% kroma što predstavlja udio kroma koji je potreban za sprječavanje nastanka „hrđe“. Nekoliko vrsta nehrđajućih

čelika sadrži više od 30% kroma ili manje od 50% željeza. Njihove nehrđajuće karakteristike postižu se stvaranjem nevidljivog i prijanjajućeg oksidnog filma bogatog kromom koji se formira u prisutnosti kisika. Ostali elementi koji se dodaju za poboljšanje određenih svojstava uključuju nikal, mangan, molibden, bakar, titan, silicij, niobij, aluminij, sumpor i selen. Ugljik je prisutan u količinama koje se kreću od 0,03% (i manje) do 1,0% (i više) u određenim vrstama čelika [7].

Iako svi nehrđajući čelici ovise o prisutnosti kroma, drugi elementi često se dodaju kako bi se poboljšala njihova svojstva. Različiti dodaci legirnih elemenata utječu na mikrostrukturu, korozijska i mehanička svojstva nehrđajućih čelika [8]. Legirni elementi dijele se na elemente koji proširuju područje ferita (α) i elemente koji proširuju područje austenita (γ). Najčešći elementi koji proširuju područje ferita su krom, aluminij, silicij, molibden, niobij, titan i vanadij, dok nikal, mangan, dušik i bakar proširuju područje austenita. Krom i nikal osnovni su elementi koji utječu na fazne pretvorbe i vrstu nehrđajućih čelika što nam pokazuje slika 1 [9].

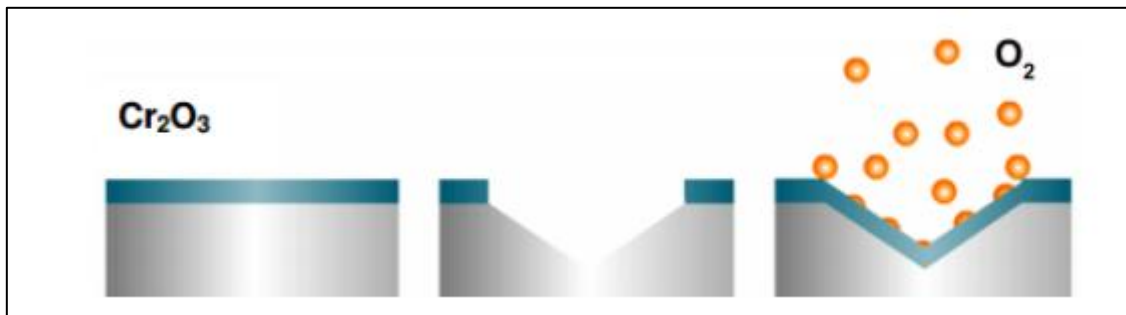


Slika 1. Povezanost različitih vrsta nehrđajućih čelika u ovisnosti o udjelu kroma i nikla [10]

Korozijska postojanost nehrđajućih čelika povezana je s fenomenom pasivnosti koja se pojavljuje kao rezultat nevidljivog filma kromovih oksida Cr_2O_3 [11].

Na intenzivnost pasivacije čelika najviše utječe maseni udio kroma i drugih legirnih elemenata poput nikla, molibdena, volframa, titana i aluminija, koji moraju biti otopljeni u kristalu mješancu željeza. Maseni udio ugljika također djeluje na korozijsku postojanost. Što je viši postotak ugljika, to je veća opasnost od stvaranja karbida, posebno kromovih, čime se osiromašuje čvrsta otopina na legirnim elementima. Suvremenim postupcima pročišćavanja maseni udio ugljika može se smanjiti i do 0,02% [12].

Nehrđajući čelici nalaze se uvijek u pasivnom stanju, osim kada su svježe oštećeni ili ogreban ili kada su uronjeni u neki reducirajući medij koji potiče razvoj vodika i sprječava pasivaciju oksidnog filma. Iako je nastali oksid vrlo tanka zaštitna prevlaka, približno 1 – 5 nm, koja je oku nevidljiva, kemijski je stabilna i čvrsto prianja u uvjetima koji osiguravaju dovoljnu količinu kisika na površini. Također, zaštitni oksidni film, s obzirom na prirodu i spontano formiranje ima i važno svojstvo samoobnavljanja. Važno je napomenuti da bi uopće došlo do stvaranja kromovih oksida, potrebno je da se u atmosferi nalazi kisik, koji se zatim spaja s kromom iz čelika, kao što je prikazano na slici 2. Debljina oksidnog filma varira od prirodno formiranog minimuma do filma veće debljine formiranog postupcima elektrokemijske ili kemijske pasivacije [13].

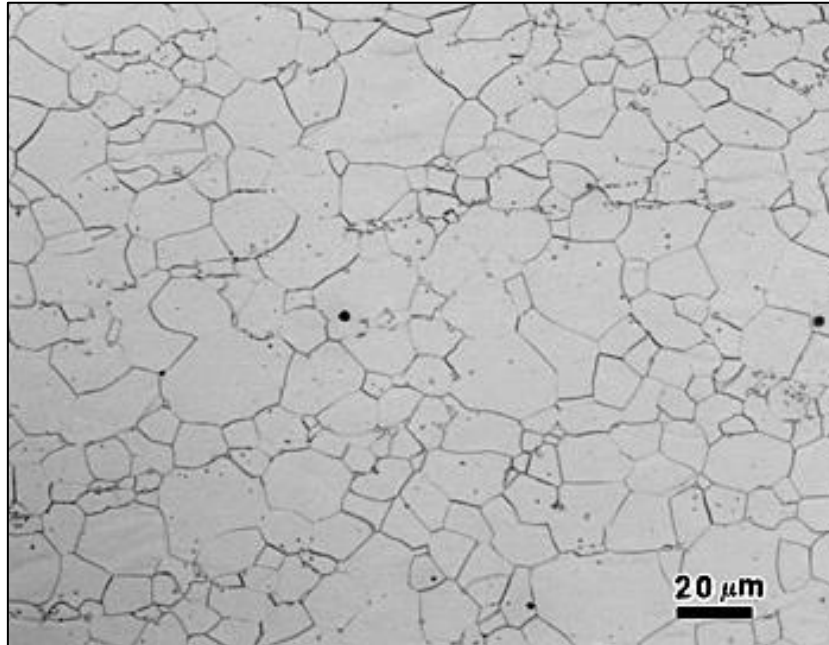


Slika 2. Samoobnavljanje pasivnog filma kromovih oksida na nehrđajućem čeliku [13]

Osim masenih udjela legirnih elemenata na stupanj pasivacije utječe i vrsta medija i njegove karakteristike. Da bi čelik bio potpuno korozijski postojan, moraju istovremeno biti ispunjena dva uvjeta. Prvi uvjet je da čelik sadrži barem 12% Cr i to u čvrstoj otopini. Današnji korozijski postojani čelici sadrže i do 30% Cr. Drugi uvjet korozijske postojanosti je homogena monofazna mikrostruktura. Približno svakih 0,1% ugljika veže na sebe 1,66% kroma. Upravo zbog navedenog korozijski postojani čelici moraju sadržavati što viši postotak kroma i što niži postotak ugljika. Prema mikrostrukturi nehrđajuće čelike možemo podijeliti u četiri osnovne skupine, a to su feritni, austenitni, austenitno-feritni i martenzitni nehrđajući čelici [12].

2.2.1. Feritni nehrđajući čelici

Standardni feritni nehrđajući čelici legirani su s kromom (11,2 – 19%), sadrže manje od 0,1 % ugljika, ali bez ili s vrlo malim udjelom nikla i zbog toga sadržavaju feritnu mikrostrukturu koju pokazuje slika 3. Budući da je nikal jedan od najskupljih legiranih elemenata, nizak sadržaj nikla u feritnim čelicima čini cijenu stabilnijom u usporedbi sa čelicima s visokim sadržajem nikla [14].



Slika 3. Mikrostruktura feritnog nehrđajućeg čelika [15]

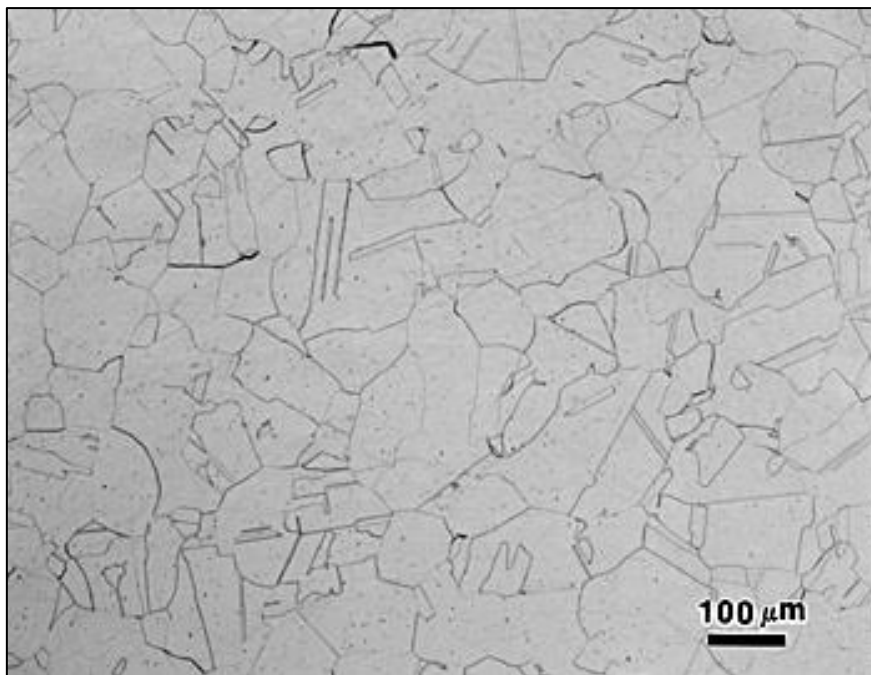
Feritni nehrđajući čelici feromagnetni su, mikrostrukturno u potpunosti feritni i ne mogu očvrnuti toplinskom obradom. Relativno su mekani, slabo zavarljivi, sklone pojavi krhkosti. Kristalna rešetka im je prostorno centrirana kubična rešetka (BCC). Feritni nehrđajući čelici slični su martenzitima po sadržaju legiranih elemenata, s relativno niskim udjelom kroma, jako niskim udjelom nikla te 0 do 2% molibdena. Udio ugljika čini najveću razliku između feritnih i martenzitnih nehrđajućih čelika pri čemu feritni sadrže znatno manje ugljika ($C \leq 0,05\%$). Visoka cijena i mala dostupnost je razlog niskog udjela ili potpunog izostanka nikla kao legiranih elemenata. Dodatkom molibdena feritnim nehrđajućim čelicima povećava se korozivna postojanost, a dodavanjem niobija i/ili titana povećava se njihova zavarljivost [11].

Poboljšana svojstva feritnih nehrđajućih čelika postižu se porastom čistoće, tj. dobivanjem vrlo niskih udjela nečistoća i primjesa pomoću suvremenih metoda rafinacije. Takvi čelici nazivaju se ELA čelici (eng. Extra Low Additions) ili superferitni čelici koji imaju bolju zavarljivost, žilavost pri niskim temperaturama, povišeni udio kroma i poboljšanu korozivnu postojanost. Otpornost na interkristalnu koroziju direktno ovisi o sadržaju kroma i intersticijskih elemenata poput ugljika i dušika. Čelici koji sadrže visok udio ugljika osjetljivi su na interkristalnu koroziju jer se ne može brzim gašenjem spriječiti nastanak precipitata pri zavarivanju, dok je kod čelika s niskim i srednjim sadržajem ugljika i dušika to moguće izbjeći [16].

2.2.2. Austenitni nehrđajući čelici

Austenitni nehrđajući čelici visokolegirani su čelici s kromom i niklom (manganom) koji proširuje austenitno područje. Austenitni nehrđajući čelici sadrže do 0,15% ugljika, više od 18% kroma, zatim više od 8% nikla te se dodatno legiraju s molibdenom, titanom i niobijem koji pospješuju pojavu 5 do 10% ferita ili djeluju stabilizirajuće kod opasnosti od interkristalne korozije [17]. Povišen sadržaj dušika 0,2 do 0,4% djeluje posebno na povišenje čvrstoće i na otpornost prema napetosnoj i jamičastoj koroziji. Austenitni su čelici nemagnetični, dobro se oblikuju deformacijom u hladnom stanju. Dodatnim legiranjem s molibdenom i vanadijem pokazuju dobru otpornost na puzanje pri temperaturama većim od 600 °C. Također imaju zadovoljavajuću žilavost pri sniženim temperaturama, otporni su na organske i anorganske kiseline, lužine i soli te su podložni interkristalnoj koroziji u određenim uvjetima. Ovi čelici mogu se izrađivati s manje od 0,03% ugljika, čime se postiže povećana otpornost na interkristalnu koroziju, ali i snižena čvrstoća i otpornost na puzanje.

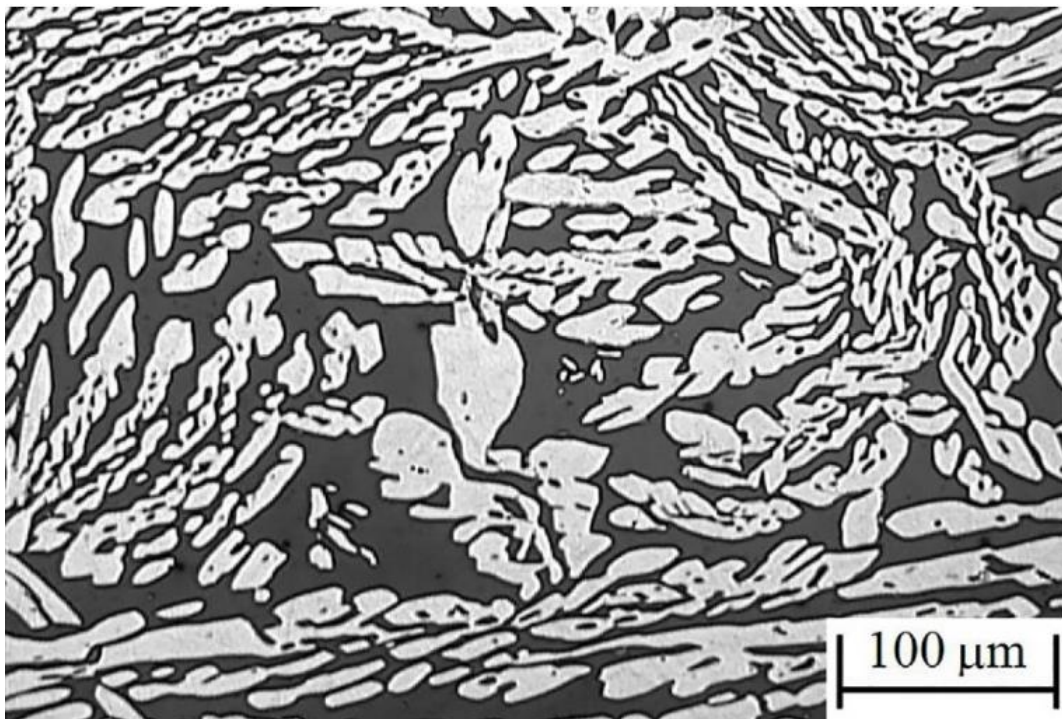
Posebna grupa austenitnih čelika su čelici legirani s dušikom. Dušik kao gamageni element može zamijeniti skuplji nikel, a istovremeno ublažuje alfabeno djelovanje molibdena. Dušik stvara intersticijske mješance s željezom i nitrjde te tako povisuje granicu razvlačenja i čvrstoću. Povišenjem mehaničkih svojstava ujedno se poboljšava i otpornost na napetosnu koroziju. Dušik djeluje posebno povoljno na povišenje postojanosti na jamičastu koroziju uz dodatak 0,2% dušika i 2% molibdena kod čelika s 18% kroma i 8% nikla. Zavarljivost ovih čelika je dobra zbog niskog masenog udjela ugljika i produljenog vremena inkubacije stvaranja karbida i krhkih faza [12].



Slika 4. Mikrostruktura austenitnog nehrđajućeg čelika kvalitete AISI – 316 (EN 1.4401) [15]

2.2.3. Dupleks nehrđajući čelici

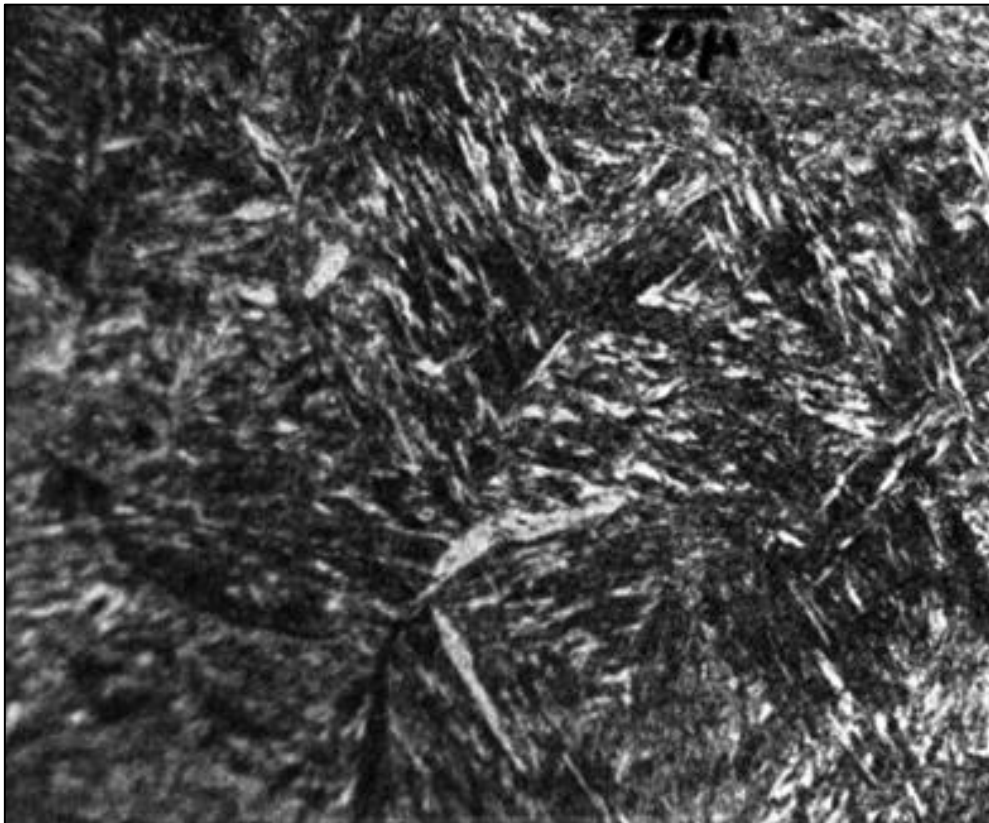
Dupleks nehrđajući čelici nemaju monofaznu strukturu, nego dvofaznu austenitno-feritnu mikrostrukturu koja se sastoji od približno jednakih udjela austenita i ferita (50:50). Dupleks mikrostruktura je prikazana slikom 5, gdje bijela boja označava austenit, a crna boja ferit. Na taj se način odstupilo od nužnog uvjeta postojanosti na opću koroziju, ali je zato povećana postojanost na napetosnu i rupičastu koroziju te djelovanje sulfida. Ovi čelici sadrže između 22 i 24 % kroma te 6 – 8 % nikla. Dupleks čelici su nešto problematičniji za zavarivanje zbog svoje specifične mikrostrukture. Upravo je najveći problem kod zavarivanja preveliki unos topline i pretvorba austenita u ferit, čime čelik može postati iznimno krhak. Povišenjem temperature prilikom zavarivanja iznad 500 °C raste udio ferita, a smanjuje se udio austenita tako da čelik s 22% kroma i 8% nikla pri 1350 °C posjeduje jednofaznu feritnu mikrostrukturu [13].



Slika 5. Mikrostruktura dupleks nehrđajućeg čelika [18].

2.2.4. Martenzitni nehrđajući čelici

Martenzitni nehrđajući čelici prema sastavu su slični feritnoj skupini, ali sadrže veći udio ugljika i niži sadržaj kroma kako bi se omogućilo otvrdnjavanje toplinskom obradom [7]. Martenzitni nehrđajući čelici legure su utemeljene na trojnom sustavu Fe-Cr-C. Zbog potrebe zakaljivanja, imaju povišeni udio ugljika (0,20 – 1,0%), te u pravilu iznad 13% kroma (do 18%). Ova grupa nehrđajućih čelika može sadržavati i do 1,3% molidbena i 2,5% nikla. Kod ovih čelika martenzitna mikrostruktura postiže se alotropskom modifikacijom austenita. Martenzitni nehrđajući čelici su feromagnetični, a optimalna svojstva i korozijska postojanost postiže im se kaljenjem na zraku ili u ulju te naknadnim popuštanjem. Martenzitni čelici kristaliziraju iz taline u delta ferit, a zatim pri hlađenju prelaze u austenit, koji daljnim brzim hlađenjem prelazi u martenzit [16]. Slika 6 prikazuje mikrostrukturu martenzitnog nehrđajućeg čelika.



Slika 6. Mikrostruktura martenzitnog nehrđajućeg čelika [19]

2.3. Mikrostruktura i svojstva austenitnih nehrđajućih čelika

2.3.1. Osnovna svojstva austenitnih nehrđajućih čelika

Austenitni nehrđajući čelici su zbog svoje izvrsne korozijske postojanosti, dobre obradljivosti, izvrsne zavarljivosti, mehaničkih svojstava te estetskih karakteristika, najčešće korištena vrsta nehrđajućih čelika [20]. Ovi čelici su na prvom mjestu po ukupnoj proizvodnji i po broju različitih vrsta [13]. Upotrebljavaju se u gotovo svim granama industrije, građevinarstvu, za izradu različitih ukrasnih ili upotrebnih predmeta, prehrambenoj, kemijskoj, farmaceutskoj industriji, za izradu kućanskih aparata, za izradu ugostiteljske opreme, za proizvodnju kirurških i medicinskih instrumenata. Mogućnost pojave senzibilizacije prilikom postupka zavarivanja donekle otežava njihovu upotrebu što može imati za posljedicu pojavu interkristalne korozije, fenomena koji se na zavarenim konstrukcijama javljao često u početnom razdoblju korištenja ovih materijala i ograničavao njegovu širu primjenu. Odabirom stabiliziranih čelika niskog sadržaja ugljika može se izbjeći senzibilizacija [21].

Austenitni nehrđajući čelici uglavnom sadrže 0,02 – 0,15% C, 15 – 20% Cr, 7 – 20% Ni uz moguće dodavanje određene količine molibdena, titana, niobija, tantalala i/ili dušika. Svi dodaci, osim dušika, dovode do pojave ferita u mikrostrukturi. Proširenje područja austenita omogućeno je dodatkom nikla i dušika te se istovremeno snižava temperatura početka stvaranja martenzita. Austenitni čelici mogu prijeći u martenzitno stanje “dubokim“ hlađenjem ili hladnom deformacijom. Međutim, mikrostruktura austenitnih nehrđajućih čelika prvenstveno može biti monofazno austenitna ili austenitno-feritna (s 5 – 10% delta ferita). Negativno ponašanje ovih čelika pri toploj preradi uzrokovano je prisutnošću delta ferita, ali on je ipak nužan radi otežavanja pojave toplih pukotina [17,22].

Osnovni zahtjevi prema kemijskom sastavu (tablica 1) potrebnom da se postigne austenitna mikrostruktura nehrđajućih čelika su:

- maseni udio ugljika treba biti što niži (< 0,15%) jer je tada manja opasnost od nastanka karbida $Cr_{23}C_6$ (odgovoran je za pojavu interkristalne korozije),
- maseni udio kroma što viši (> 18%) radi povećanja antikorozivnosti,
- maseni udio nikla što viši (> 8%) kako bi nikal, kao gamageni element, prevladao alfa-fazno djelovanje kroma i doveo do nastanka austenitne mikrostrukture,
- dodatno legiranje s molibdenom, titanom, niobijem i/ili tantalom koji pospješuju nastanak 5 – 10% delta ferita te djeluju stabilizirajuće na otpornost prema interkristalnoj koroziji,
- povišeni udio dušika (0,2 – 0,4%) radi povišenja čvrstoće te otpornosti na napetosnu i jamičastu koroziju [22].

Tablica 1. Maseni udjeli ugljika i legirnih elemenata u austenitnim nehrđajućim čelicima [23]

Element	Maseni udio (%)
Krom	18 – 26
Nikal	8 – 35
Mangan	1 – 2 (4 – 155)
Silicij	0,5 – 3
Molibden	2
Dušik	0,15
Titan i niobij	0,2
Ugljik	0,02 – 0,08 (0,1)

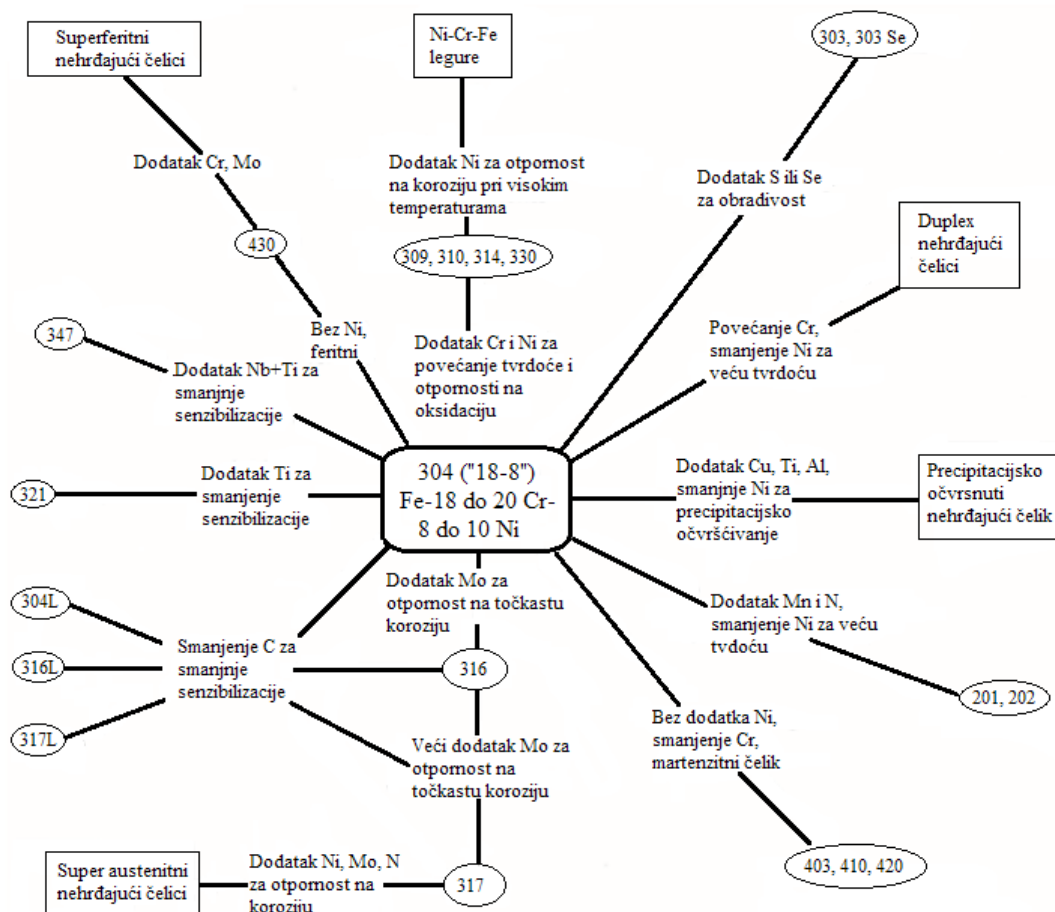
Austenitni nehrđajući čelici su zbog visokog udjela legirnih elemenata skuplji od martenzitnih i feritnih čelika koji imaju niži i srednji sadržaj kroma, ali njihova dobra svojstva, posebno dobra oblikovljivost i zavarljivost, opravdavaju njihov izbor i kompenziraju razliku u cijeni. Korozijski su postojani u puno različitih medija, zadržavaju dobra svojstva na vrlo niskim temperaturama, ali ne mogu toplinski očvrnuti već mogu očvrnuti hladnom deformacijom. Maksimalna temperatura primjene ove grupe čelika je oko 760 °C, do koje ne dolazi do smanjenja čvrstoće i otpornosti na oksidaciju. Primijenjuju se u uvjetima kada se traži dobra postojanost na amosfersku koroziju i koroziju na povišenim temperaturama [15].

Osnovna svojstva austenitnih nehrđajućih čelika [24]:

- nemagnetični su,
- nema mogućnosti usitnjavanja zrna,
- veće su napetosti i deformacije tijekom zavarivanja nego kod feritnih čelika,
- odlična plastičnost,
- legiranjem s molibdenom, volframom i vanadijem postiže se dobra otpornost prema puzanju pri temperaturama iznad 600 °C,
- visoka žilavost, oksidacijska i korozijska otpornost,
- dobra svojstva pri niskim temperaturama,
- visok odnos čvrstoća/masa,
- nisu skloni povećanju kristalnog zrna u zoni utjecaja topline tijekom zavarivanja,
- postojana austenitna struktura od “solidus“ temperature do ispod sobne temperature,
- kubično plošno centrirana (FCC) rešetka koja osigurava visoku deformabilnost,
- dodavanjem Cr više od 18% općenito se povećava otpornost prema koroziji,
- za povećanje otpornosti prema napetosnoj i rupičastoj koroziji u leguru se dodaje molibden, dok nikal još dodatno povećava otpornost prema napetosnoj koroziji,
- titan i nobij - niski sadržaj ugljika (do 0,03%) što sprječava interkristalnu koroziju.

2.3.2. Klasifikacija, podjela i primjena austenitnih čelika

Prema američkom sustavu označavanja (AISI – American Iron and Steel Institute) prva podskupina austenitnih nehrđajućih čelika pripada seriji 300, a čelici iz druge podskupine pripadaju seriji 200. Iako je razvijeno mnoštvo različitih vrsta austenitnih čelika, vrste s oznakom 300 su najstarije, imaju najširu primjenu i najčešće se primjenjuju. Čelici koji u oznaci sadrže slovo L imaju snižen sadržaj ugljika na vrijednost do 0,03% (304L i 316L). Ovi čelici su neosjetljivi na interkristalnu koroziju te ako nema dovoljno ugljika za nastanak kritične količine karbida, nema ni interkristalne korozije. Vrste s oznakom H imaju povišen maseni udio ugljika na oko 0,1%. Više vrijednosti čvrstoće ove vrste čelika pripisuju se višem sadržaju ugljika što osobito dolazi do izražaja na visokoj temperaturi. Čelici sa slovom N u oznaci imaju povećan sadržaj dušika do 0,20%. Maseni udio dušika može biti i veći od navedenog ako čelik sadrži dovoljno mangana, zato što mangan povisuje topljivost dušika u austenitu. Dušik povoljno djeluje na čvrstoću, otpornost na adheziju i otpornost na rupičastu koroziju. Vrste koje sadrže titan i niobij stabilizirane su vrste austenitnih nehrđajućih čelika, a niobij i titan se nazivaju pritom stabilizirajućim elementima [15]. Slika 7 prikazuje razvoj različitih vrsta nehrđajućih čelika.



Slika 7. Shematski prikaz razvoja različitih vrsta nehrđajućih čelika [15]

Osnovni austenitni nehrđajući čelik je UNS S30400 (ASI 304) ili 18 – 8. Upravo od ove osnovne vrste austenitnog čelika razvijeno je desetak novih legura koje se baziraju na dodavanju molibdena i dušika radi poboljšavanja otpornosti na koroziju (slika 7) [20].

a) AISI 304

AISI 304 je austenitni 18/10 Cr-Ni i on je predstavnik austenitnih čelika jer pokriva 70% uporabe i proizvodnje od svih austenitnih čelika [21]. To je legura na osnovi željeza koja u svom sastavu sadrži nominalno 18% kroma i 8 – 10% nikla, uključujući i manje količine ugljika, dušika, mangana i silicija. Upravo od ove osnovne vrste austenitnog čelika razvijeno je desetak novih legura, dodatkom molibdena i dušika koji poboljšavaju otpornost na koroziju [20]. Otporan je na kiseline, a zbog niskog udjela ugljika otporan je i na interkristalnu koroziju nakon zavarivanja kod debljine limova do 6 mm i to bez naknadne toplinske obrade. Dopusšten je za primjene do temperature do 300 °C. Zavarljivost ovih čelika je dobra svim elektrolučnim postupcima. Također, ima mogućnost vrlo dobrog poliranja i sposobnost preoblikovanja dubokim vučenjem i valjanjem. Zbog tendencije prema hladnom očvrnuću prilikom rezanja potrebno je primijeniti oštro brušene alate iz brzoreznog čelika ili iz tvrdog metala [21].

Primjena AISI 304: otporan je na vodu kao i vodenu paru, vlažnost zraka, konzumne kiseline kao i na slabe organske i anorganske kiseline. Ima široku mogućnost primjene npr. u prehrambenoj industriji, proizvodnji ugostiteljske opreme, proizvodnji pića, mljekarstvu, pivovarima i podrumarstvu, farmaceutskoj i kozmetičkoj industriji, izradi kemijskih aparata, arhitekturi, automobilske industriji, za kućanske predmete i aparate, sanitarne uređaje itd. [24]. Čelični limovi AISI 304 imaju najširu primjenu od svih ostalih limova iz austenitne skupine nehrđajućih čelika. Navedeni limovi najčešće se koriste kao hladno valjani do debljine 6 mm, glatke mat površine, koriste se u primjeni od najjednostavnijih konstrukcija do onih zahtjevnijih, u izradi kotlova, kao noseća konstrukcija i sl. Također se primjenjuju i u kontinentalnim uvjetima gdje ne postoji doticaj s agresivnim medijima, kiselinama i solima, kao na primjer u prehrambenoj industriji i kod izrade onih proizvoda koji ne zahtijevaju posebnu površinsku obradu [25].

b) AISI 316Ti

AISI 316Ti je austenitni 18/12/2 Cr-Ni-Mo čelik otporan na kiseline i stabiliziran titanom. Dopusšten je za temperature do 400 °C. Veću otpornost na kiseline pokazuje uslijed dodatka molibdena, a zbog stabiliziranja s titanom nije potrebna toplinska obrada nakon zavarivanja većih debljina. Primjenom elektrolučnih postupaka moguća je dobra zavarljivost, ali se plinsko zavarivanje ne smije primijenjivati. Kod ovog čelika zbog dodatka titana poliranjem ne može se postići visoki sjaj. Oblikovanje dubokim vučenjem i valjanjem je dobro. Kod rezanja je zbog tendencije prema hladnom očvrnuću kao i kod čelika AISI 304 potrebno primijenjivati oštro brušene alate iz brzoreznog čelika ili iz tvrdog metala [21].

Primjena AISI 316Ti: prikladan je za izradu konstrukcijskih dijelova, uređaja i aparata za kemijsku industriju, posebno pri uporabi medija sa sadržajem halogena i neoksidirajućih kiselina, gdje kvaliteta čelika bez molibdena više nije dovoljna. Zbog visoke granice razvlačenja ima prednost za izradu konstrukcija i elemenata s višim mehaničkim zahtjevima. Područja primjene su industrija celuloze, tekstila, gnojiva, umjetnih materijala i goriva, foto-industrija i farmaceutska industrija [21].

c) AISI 316L

AISI 316L je austenitni Cr-Ni čelik legiran s molibdenom, ima vrlo niski sadržaj ugljika i relativno je dobro otporan na koroziju, naročito na interkristalnu, te se polira na visoki sjaj. Dopušten je za temperature do 400 °C te se naziva još i „morski inox“. Legure 316L često se dodaju čeliku radi povećanja željenih svojstava. Postoji niz različitih vrsta nehrđajućeg čelika iz grupe 316 kao što su 316L, 316F, 316N, 316H koji se koriste za različite svrhe [26]. Tablica 2 pokazuje razliku u sastavu između čelika AISI 316 i AISI 316L.

Tablica 2. Kemijski sastav čelika AISI 316 i AISI 316L [27]

Kemijski sastav								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	Mo	N
AISI 316	0,07	2,0	1,0	16,5 – 18,5	8 – 13	0,04	2 – 2,25	0,11
AISI 316L	0,03	2,0	1,0	16,5 – 18,5	8 – 13	0,04	2 – 2,25	0,11

Primjena AISI 316L: upotrebljava se u kemijskoj, prehrambenoj i farmaceutskoj industriji. Koristi se za izradu kompletne opreme za postrojenja primjerice u mljekarstvu, proizvodnji voćnih sokova, likera itd. [24].

d) AISI 430

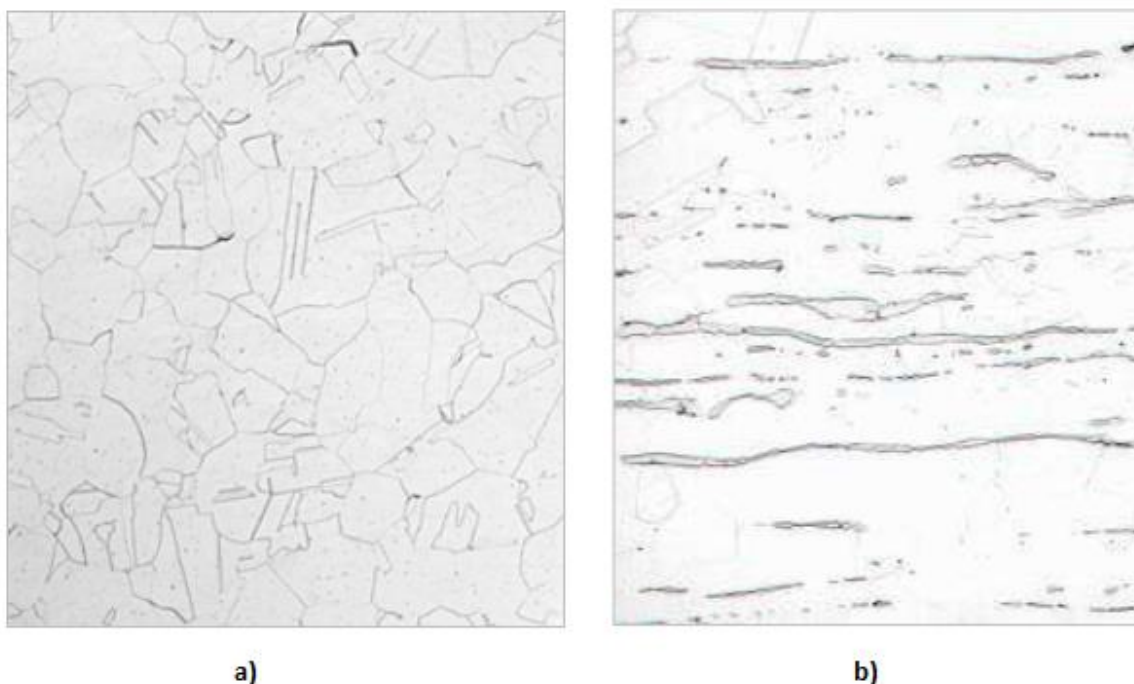
AISI 430 17% je krom čelik otporan na koroziju. Svojstva poliranja izvrsna su kao i sposobnost savijanja. U malim granicama moguće je rastezanje, a pri preoblikovanju treba obratiti pozornost da čelik na temperaturama ispod 20 °C postaje krhak. Oštre rubove paralelno sa smjerom valjanja treba izbjegavati. Zavarivanje je moguće električnim postupkom, na mjestu zavora nastaju krhotine i smanjuje se otpornost na koroziju [24].

Primjena AISI 430: zbog visokog udjela kroma ovaj materijal ima visoku otpornost na vodu, vodenu paru, vlažnost zraka, kao i slabije kiseline. Mogućnosti primjene mnogobrojne su, za kućanske ili kuhinjske aparate, u uslužnim djelatnostima, pri proizvodnji hrane ili pića, u industriji namještaja, arhitekturi, medicinskoj tehnici i u posebnim granama kemijske industrije, također za sanitarije, proizvodnju radijatora, klima uređaja i mnogim drugim područjima [24].

2.3.3. Mikrostruktura austenitnih nehrđajućih čelika

Kemijski sastav i obrada nehrđajućih austenitnih čelika prilagođavaju se tako da na sobnoj temperaturi mikrostruktura bude potpuno austenitna ili austenitna s malim udjelom feritne faze. Ravnoteža alfa i gama faza legiranih elemenata ovisi hoće li mikrostruktura biti potpuno austenitna ili austenitno-feritna [28].

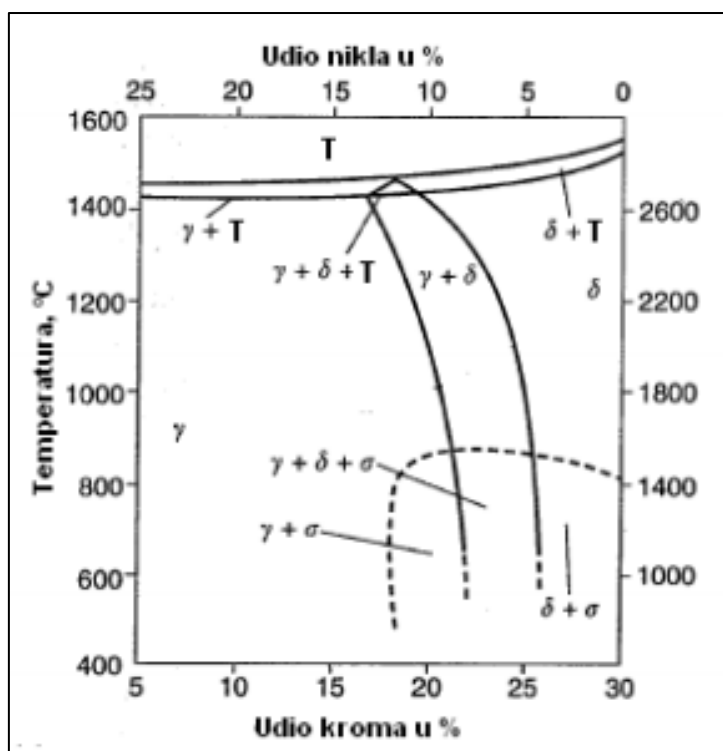
Na slici 8a prikazana je mikrostruktura austenitnih nehrđajućeg čelika sa stopostotnim udjelom austenita, dok je na slici 8b prikazana mikrostruktura čelika koji osim austenita sadrži i određen udio visokotemperaturnog delta ferita [28].



Slika 8. Mikrostruktura austenitnog nehrđajućeg čelika: a) potpuni austenit;
b) austenit i delta-ferit [28]

Trakaste nakupine delta-ferita usmjerene su paralelno sa smjerom valjanja. Zbog segregacije alfa-genih legiranih elemenata dolazi do nastanka feritne faze tijekom kristalizacije i naknadne toplinske obrade. Volumni udio delta-ferita najčešće ne prelazi 2 – 3%. Njegova prisutnost u mikrostrukturi poželjna je u malim količinama, iako u određenim uvjetima smanjuje duktilnost i žilavost austenitnih nehrđajućih čelika. Uz trakaste nakupine delta ferita mogu se izlučiti neželjene mikrostrukturne faze (npr. karbidi tipa $M_{23}C_6$ te sigma faza) [28].

Formiranje mikrostrukture kod austenitnih nehrđajućih čelika može se vidjeti u ravnotežnom pseudobinarnom Fe-Cr-Ni dijagramu sa 70% Fe, prikazanom na slici 9. Ovisno o udjelima kroma i nikla u primarnoj kristalizaciji formira se austenitna ili feritna mikrostruktura. Legure koje u sastavu imaju manje od 12% Ni i više od 18% Cr primarno kristaliziraju kao stopostotni delta ferit. Legure koje imaju veći udio nikla i manji udio kroma od navedenih vrijednosti, nakon primarne kristalizacije pokazuju mikrostrukturu koja je potpuno austenitna. U trokutastom području na oko 12% Ni, između likvidus i solidus linije, prisutni su austenit, ferit i talina, a neposredno nakon skrućivanja mikrostruktura je bifazna i sastoji se od ferita i austenita [28].



Slika 9. Pseudobinarni dijagram sustava Fe-Cr-Ni za 70% Fe [26]

Hlađenjem legura koje primarno kristaliziraju u austenit do sobne temperature mikrostruktura se ne mijenja i ostaje potpuno austenitna. Legurama koje nakon primarne kristalizacije imaju feritnu mikrostrukturu, ravnotežnim hlađenjem do sobne temperature mikrostruktura prelazi u potpuno austenitnu ili u austenitnu s određenom količinom ferita.

U tablici 3 navedeni su najčešći precipitanti koji mogu nastati kod austenitnih nehrđajućih čelika, kristalna struktura te njihove kemijske formule. Karbidi mogu nastati u skoro svim austenitnim čelicima zbog kroma koji je izrazito snažan karbidotvorac, a neizostavan je legirni element u svim nehrđajućim čelicima. I drugi karbidotvorni legirni elementi, kao što su molibden, niobij i titan, promiču nastanak karbida. Najveći značaj imaju karbidi tipa $M_{23}C_6$ zbog utjecaja na korozivsku postojanost. Sitni karbidni precipitanti formiraju se po granicama austenitnih zrna u temperaturnom području od 425 do 870 °C. Oni mogu za vrlo kratko vrijeme izazvati interkristalnu koroziju te je ova pojava jače izražena kod austenitnih čelika koji su očvrtnuli deformacijom u hladnom stanju [28].

Tablica 3. Precipitati koji mogu nastati u austenitnim nehrđajućim čelicima [28]

Precipitat	Kristalna građa	Stehiometrijska formula
MC	FCC	TiC, NbC
M ₆ C	Kubična	(FeCr) ₃ Mo ₃ C, Fe ₃ Nb ₃ C
M ₂₃ C ₆	FCC	(Cr,Fe) ₂₃ C ₆ , (Cr,Fe,Mo) ₂₃ C ₆
NbN	FCC	NbN
Z-faza	Tetragonalna	CrNbN
Sigma-faza	Tetragonalna	Fe-Ni-Cr-Mo
Lavesova faza	Heksagonalna	Fe ₂ Mo, Fe ₂ Nb
Chi-faza	BCC	Fe ₃₆ CR ₁₂ Mo ₁₀
G-faza	FCC	Ni ₁₆ Nb ₆ Si ₃ , Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇
R	Heksagonalna Romboedarska	Mo-Co-Cr Mo-Co-Cr
ε- nitiridi (Cr ₂ N)	Heksagonalna	Cr ₂ N
Ni ₃ Ti	Heksagonalna	Ni ₃ Ti
Ni ₃ (Al, Ti)	FCC	Ni ₃ Al

Intermetalne faze su σ (sigma), χ (chi), ε (eta), Gi i Lavesova faza koje u određenim uvjetima mogu nastati u austenitnim nehrđajućim čelicima. Lakše i brže nastaju u čelicima koji su legirani molibdenom, niobijem i titanom. Sve navedene faze snižavaju žilavost čelika [28].

2.3.3.1. Sigma faza

Sigma faza krhka je nemagnetična intermetalna faza koja je bogata kromom i ima tetragonalnu, prostorno centriranu kristalnu strukturu. Sastav sigma faze mijenja se u visokolegiranim čelicima. Postoji 50-ak sigma faza, ali najpoznatija je željezo-krom sigma faza sa strukturnom formulom FeCr i s oko 48% kroma. Kad je sadržaj kroma manji od 14 – 15%, ne dolazi do nastanka sigma faze, ako u čeliku nije prisutan molidben, titan ili vanadij. Sastav sigma faze može se prikazati i kao (FeNi)_x(CrMo)_yFeCr. Pri nastanku sigma faze zahtijeva se difuzija brojnih elemenata te su poželjni elementi koji tvore ferit. Povećanjem sadržaja kroma i molidbena raste i sklonost nastanka sigma faze, pri čemu molidben ima 4 – 5 puta veći utjecaj od kroma. Sigma faza nastaje eutektoidnom pretvorbom δ -ferita jer ferit prekrystalizira u sigma fazu i austenit ($\delta \rightarrow \sigma + \gamma$). Sigma faza primarno nastaje na faznim granicama δ -ferit/austenit te se dalje širi u δ -ferit. Zbog svog značajnog utjecaja sigma faza je dugo istraživana od strane velikog broja autora [29]. Većina istraživanja usmjerena je na sigma fazu koja nastaje putem termalnog starenja, međutim nedavna istraživanja pokazala su da se sigma faza može formirati i putem različitih segregacija. Budući da je sigma faza obogaćena kromom, difuzija kroma obično se smatra jednim od kontrolnih čimbenika za njezin nastanak. Osim kroma, difuzija drugog supstitucijskog elementa kao što je molidben, također je važna za formiranje sigma faze. Pritom se može zaključiti da je nukleacija sigma faze vezana s feritnom fazom [29].

Usprkos činjenici da je sigma faza dobro istražena tema, nedavna istraživanja razjasnila su još nove detalje. Pritom je utvrđeno da formiranje sigma faze u austenitnom nehrđajućem čeliku ovisi o veličini zrna jer utječe na gustoću nukleacijskih mjesta. Iz provedenih simulacija zaključeno je da će u austenitnom nehrđajućem čeliku, veličina zrna i oblik zrna utjecati na sigma fazu. Iako je važnost granica zrna jasno prepoznata u mnogim istraživanjima,

dezorijentacije među zrnima također utječu na formiranje sigma faze. U dupleks nehrđajućem čeliku veća kristalografska dezorijentacija između austenitne i feritne faze pogoduje nastanku sigma faze [29].

Iako je utjecaj sigma faze na svojstva nehrđajućih čelika detaljno proučen, još uvijek se javlja zanimanje za pojašnjenje utjecaja sigma faze na mehanička svojstva. Uloga sigma faze u djelovanju na puzanje je i dalje predmet istraživanja. Sigma faza, kada se fino rasprši intragranularno, poboljšava puzanje 25Cr-20Ni toplinski otpornog čelika. Dok su učinci sigma faze na mehanička svojstva nehrđajućih čelika prilično dobro istraženi, istraživanja o svojstvima same sigma faze nisu tako brojna [29].

Tvrdoća sigma faze je oko 940 HV pa stoga utječe na smanjenje istezljivosti i žilavosti čelika. Čelicima koji su otporni na puzanje sigma faza štetno utječe na puzanje kada precipitira po granicama zrna. Nastankom sigma faze dolazi do smanjenja korozijske postojanosti nehrđajućih čelika jer nastanak kromom bogate sigma faze dovodi do osiromašenja kroma u okolnom području. Korozijska postojanost nehrđajućih čelika zasniva se na prirodnom svojstvu pasiviranja. Budući da stupanj pasiviranja ovisi o sadržaju kroma, svaka promjena sadržaja kroma utječe na debljinu pasivnog oksidnog sloja Cr_2O_3 , a time i na korozijsku postojanost.

2.3.3.2. Nitridi

S obzirom na činjenicu da se nehrđajući čelici s visokim sadržajem dušika sve više koriste, mnogo je istraživanja posvećeno izlučivanju nitrida u ovoj vrsti čelika [29].

Glavna obilježja diskontinuiranog izlučivanja Cr_2N u Cr-Mn-N nehrđajućim čelicima su:

- stupanj transformacije usporava se s vremenom,
- dušik difundira iz osnove u nitride,
- prosječan sadržaj dušika u nitridu viši je od sadržaja početne dušikove prezasićene osnove,
- transformacija se ne može odvijati preko cijelog zrna, iako je netransformirana osnova još zasićena s dušikom.

Mehanizam za diskontinuirano izlučivanje Cr_2N može se sažeti na sljedeći način: na početku rasta nitrida faktor koji kontrolira brzinu granična je difuzija kroma, dok je volumna difuzija kroma u kasnijoj fazi važnija. Smatra se da je pokretačka sila za rast nitrida prezasićenje dušikom u netransformiranoj osnovi. Budući da rastući nitrid povlači dušik iz netransformirane osnove, što dovodi do smanjenja stupnja zasićenja dušikom, pokretačka sila za rast postupno će se smanjivati, a time se i brzina transformacije smanjuje. Također, budući da nitrid sakuplja dušik, sadržaj dušika će biti veći nego u netransformiranoj osnovi [29].

U nedeformiranom nehrđajućem Cr-Mn-N čeliku koji je sadržavao 0,9 mas.% dušika uočeno je da se izlučivanje Cr_2N događa samo na granicama zrna. Međutim, otkriveno je da kada je nizak sadržaj dušika (<0,4 mas.%), intragranularno izlučivanje Cr_2N može zapravo prethoditi precipitaciji Cr_2N . Objašnjenje je da kada je postotak dušika visok, u unutrašnjosti zrna će postojati velika izobličenja rešetke, što će uzrokovati da se dušik segregira po granicama zrna i time pomogne precipitaciju na granicama zrna. Osim toga, istraživanje na austenitnom nehrđajućem čeliku Fe-18Cr-18Mn-2Mo-0.9N pokazalo je da interkristalna precipitacija Cr_2N postoji i da se Cr_2N može formirati na granicama dvojnikanja. Prednaprezanje može potaknuti unutarkristalno izlučivanje Cr_2N [29].

2.3.3.3. Karbidi

Kod nehrđajućih čelika mogu se formirati različite vrste karbida. Različiti karbidi, posebno karbid $M_{23}C_6$, najzastupljeniji su među različitim precipitatima, koji se mogu pojaviti u nehrđajućim čelicima [29].

Karbid $M_{23}C_6$ ima FCC rešetku. Mnoga ranija istraživanja o karbidima uglavnom su se usredotočila na njegovu mikrostrukturnu karakterizaciju, no istraživanja o vrlo ranom stupnju njihova nastanka su rijetke. Otkriveno je da precipitaciji $M_{23}C_6$ prethodi stvaranje neidentificiranih, pločastih precipitata, koji mjere samo nekoliko atomskih ravnina, na dislokacijama i granicama zrna. U drugoj studiji koja je koristila pozitronsku anihilacijsku spektroskopiju, istraživači su istraživali vrlo rani stadij formiranja $M_{23}C_6$. Ovo istraživanje je otkrilo da formiranje karbida započinje povezivanjem ugljikovih atoma sa slobodnim mjestima klastera [29].

Može se zaključiti da je najčešće korištena metoda za usporavanje stvaranja $M_{23}C_6$ karbida dodavanje jakih legirajućih elemenata koji tvore karbide kao što su V, Nb, Ti, Zr, Hf i Ta. Kada se dodaju ti elementi, MC karbidi se preferiraju u odnosu na $M_{23}C_6$, smanjujući senzibilizaciju i poboljšavajući mehanička svojstva. U usporedbi s $M_{23}C_6$, MC karbidi imaju manju međufaznu energiju i stoga su manje štetni za mehanička svojstva kao što je otpornost na puzanje. Nadalje, pokazano je da u austenitnim nehrđajućim čelicima koji su podvrgnuti starenju između 600 i 800 °C, brzina rasta MC je niža od brzine rasta $M_{23}C_6$. Namjena legiranja nehrđajućih čelika s ovim stabilizirajućim elementima je višestruka. Osim vezanja ugljika, stabilizirajući elementi služe i kao ojačivači (ali prekomjerno legiranje niobijem i titanom može dovesti do gubitka duktilnosti). Budući da je jedan od glavnih ciljeva dodavanja stabilizirajućih elemenata vezanje ugljika, poželjno bi bilo da postoji formula koja može pokazati minimalne količine dušika za postizanje potpune stabilizacije. Što se tiče titana, uočeno je da njegov minimalni sadržaj mora biti pet puta veći od ukupnog sadržaja ugljika plus dušik. Dušik ima vrlo visok afinitet prema titanu, stvaranjem titanovog nitrida se smanjuje količina titana i oslobađaju ugljikovi atomi tako da se više izlučuje karbid kroma. Sličan zaključak vrijedi i za druge stabilizirajuće elemente kao što je npr. niobij [29].

M_6C karbid je često prisutan u austenitnom nehrđajućem čeliku koji sadrži molidben. Za razliku od $M_{23}C_6$ koji ima nultu topivost dušika vjeruje se da je M_6C karbid sposoban primiti nešto dušika. Budući da je pojava M_6C olakšana s molidbenom i dušikom, njegova prisutnost je vrlo vjerojatna u superaustenitnim nehrđajućim čelicima koji obično sadrže visoke razine molidena i dušika. Niobij, posebno kada je prisutan u visokim količinama potiče formiranje M_6C [29]. Karbid $M_{23}C_6$ vrlo je česta oznaka za $Cr_{23}C_6$, pri čemu nikal, molidben i željezo mogu djelomično zamijeniti krom. Dodatkom molidbena (npr. čelik AISI 316) $M_{23}C_6$ može se djelomično transformirati u M_6C (η -karbid), ali ipak ostane dio netransformiranog $M_{23}C_6$.

2.3.4. Svojstva austenitnih nehrđajućih čelika

2.3.4.1. Mehanička i fizikalna svojstva

Mikrostruktura čelika u kojoj prevladava austenit pokazuje niz prednosti u odnosu na mikrostrukturu koja sadrži ferit, tablica 4.

Granica razvlačenja u osnovnoj austenitnoj mikrostrukturi raste s porastom sadržaja ferita. Danas se to primijenjuje prilikom razvoja novih vrsta čelika koji sadrže jednake udjele ferita i austenita te su postojani prema interkristalnoj koroziji bez naknadne toplinske obrade nakon postupaka zavarivanja. Zbog plošno centrirane kubične rešetke ovi čelici su stabilni i na vrlo niskim temperaturama što predstavlja osnovu primjene i kod temperatura blizu apsolutne nule. Gusto složena kubična rešetka austenita pokazuje više koeficijente istezanja, veći električni otpor te paramagnetno ponašanje te se takvi čelici mogu upotrebljavati kao čelici koji ne magnetiziraju [5]. Neka od fizikalnih svojstava nehrđajućih čelika na sobnoj temperaturi prikazana su u tablici 5.

Tablica 4. Svojstva austenitnih i feritnih nehrđajućih čelika [6]

Svojstva			Austenitni čelik	Feritni čelik
Mehanička svojstva	Povišene temperature	Granica razvlačenja Istezanje Žilavost	++ ++ ++	+ + +
	Sobna temperatura	Granica razvlačenja Istezanje Žilavost	+ + +	+ - -
	Visoke temperature	Granica razvlačenja Istezanje Žilavost	+ ++ ++	+ - -
Fizikalna svojstva		Toplinska vodljivost Koeficijent istezanja Električni otpor Sposobnost magnetiziranja	- + + -	+ - - +
Svojstva prerade		Sposobnost hladnog oblikovanja Sposobnost obrade skidanjem strugotine Korozijska postojanost	++ - ++	+/- + +

+ / ++ = više, - = manje

Tablica 5. Fizikalna svojstva austenitnih nehrđajućih čelika pri sobnoj temperaturi [30]

Vrsta nehrđajućeg čelika	Gustoća (kg/m ³)	Toplinska istezljivost 20 – 100 °C	Toplinska provodljivost (W/m°C)	Toplinski kapacitet (J/kg°C)
AISI 304	7900	17	15	500
AISI 316	8000	16,5	13,5	500

2.3.4.2. Zavarljivost

Austenitne nehrđajuće čelike odlikuje vrlo dobra zavarljivost. Kemijski sastav ima veliki utjecaj na zavarljivost, a osobito sadržaj sumpora i fosfora. Zbog velikog unosa topline tijekom zavarivanja, u zoni utjecaja topline mijenja se mikrostruktura osnovnog materijala. Moguće je izlučivanje karbida po granicama austenitnih zrna i drugih štetnih faza što je preduvjet za nastanak interkristalne korozije. U zavaru i oko zavara mogu zaostati napetosti što može dovesti do napetosne korozije [28].

2.3.4.3. Korozijska postojanost

Austenitni nehrđajući čelici potpuno su otporni na opću atmosfersku koroziju pri sobnoj temperaturi, dok na povišenoj temperaturi otpornost nije potpuna i s vremenom dolazi do razaranja materijala. Otpornost na opću koroziju u morskoj vodi prilično je visoka. Unatoč tomu što imaju jako dobru korozijsku postojanost, austenitni čelici u određenim uvjetima prerade i primjene mogu postati osjetljivi na interkristalnu, rupičastu, napetosnu, galvansku i koroziju u procijepu te mikrobiološki izazvanu koroziju i erozijsku koroziju [28].

2.4. Utjecaj legirnih elemenata na nehrđajući čelik

Svaki od legirnih elemenata ima specifičan učinak na svojstva i mikrostrukturu čelika. Kako bi se razumjelo zašto različite vrste čelika imaju različite sastave, može biti od pomoći kratak pregled elemenata za legiranje i njihovih učinaka na strukturu i svojstva.

Čeliku se dodaju određeni elementi kako bi se postiglo željeno svojstvo ili kombinacija svojstava gotova proizvoda. Opće je poznato da niti jedna skupina materijala ne može legiranjem mijenjati svojstva poput čelika. Legirni elementi koji su najčešće prisutni u čelicima su ugljik, krom, nikal, mangan, volfram, silicij, vanadij i molibden. U posebnim slučajevima čelik se može legirati i kobaltom, titanom, aluminijem i niobijem te drugim elementima. U čeliku se legirni elementi pojavljuju:

- otopljeni u α -željezu ili γ -željezu,
- kao spojevi (karbidi, intermetalni spojevi),
- kao nemetalni uključci (oksidi, nitridi, sulfidi, fosfidi) [22].

Dakle, čelik se legira s određenom količinom nekog elementa kako bi se dobilo traženo svojstvo ili kombinacija svojstava, ali se legiranjem neka svojstva ipak i pogoršavaju. Legirni elementi u čeliku, promatrajući njihov afinitet prema ugljiku mogu biti:

- karbidotvorci (krom, molibden, niob, tantal, titan, vanadij i volfram) i
- nekarbidotvorci (mangan, nikal i kobalt) [31].

U tablici 6 prikazan je pregled najvažnijih utjecaja legirnih elemenata na svojstva čelika.

Tablica 6. Djelovanje legirnih elemenata na svojstva čelika [32]

Legirni element	Utjecaj na prokaljivost	Tip karbida	Glavni utjecaji na svojstva čelika
Si	+	u čeliku ne stvara karbide	povišenje granice razvlačenja
Mn	++	(Fe,Mn) ₃ C, u čeliku ne stvara vlastite karbide, nego samo legira cementit	povišenje otpornosti na udarno trošenje uz visoke % Mn
Cr	+	Cr ₂₃ C ₆ Cr ₇ C ₃	povišenje otpornosti na trošenje, korozijska postojanost (uz više od 12% Cr) ako je Cr otopljen u feritu, austenitu ili martenzitu
Ni	+	-	povišenje udarne radnje loma
W	+	Fe ₄ W ₂ C WC	sprječava pad tvrdoće pri povišenim temperaturama, povišenje otpornosti na trošenje pri sobnoj i povišenoj temperaturi
Mo	++	Mo ₂ C Fe ₃ Mo ₃ C	sprječava pad tvrdoće pri povišenim temperaturama, povišenje granicu razvlačenja pri povišenim temperaturama, povišenje otpornost na puzanje pri povišenim temperaturama
V	+ (ako je otopljen na ϑ_a - ako je ostao u karbidu)	V ₄ C ₃ VC	sprječava pad tvrdoće pri povišenim temperaturama, sprječava porast austenitnog zrna pri previsokoj ϑ_a
Co	-	-	sprječava pad tvrdoće pri povišenim temperaturama

Ako se promatra utjecaj legirnih elemenata na dijagram stanja željezo-ugljik, tada legirne elemente dijelimo na gamagene elemente koji proširuju područje austenita (mangan, nikal, kobalt) i alfa-gene elemente koji proširuju područje ferita (krom, molibden, vanadij,) [31].

Prema europskoj normi EN 1002, čelik je legiran ako sadrži jedan ili više elemenata čiji maseni udio prelazi vrijednosti iz tablice 7.

Tablica 7. Najviši dopušteni sadržaji legirnih elemenata u nelegiranim čelicima prema EN 1002 [31]

Legirni element	Granični maseni udio, %
Aluminij	0,10
Bakar	0,40
Bizmut	0,10
Bor	0,0008
Cirkonij	0,05
Kobalt	0,10
Krom	0,30
Mangan	1,60
Molibden	0,08
Nikal	0,30
Niobij	0,05
Olovo	0,40
Selen	0,10
Silicij	0,50
Telur	0,10
Titan	0,05
Vanadij	0,10
Volfram	0,05
Rijetke zemlje	0,05
Ostali elementi	0,05

2.4.1. Ugljik

Ugljik zapravo „pripada” čeliku, pa se obično i ne smatra legirnim elementom, a za veći broj čelika ugljik je najvažniji element, koji utječe na svojstva čelika. Maseni udio ugljika u čeliku je do 2,03% [31]. Ugljik je uvijek prisutan u metalnim legurama, tj. u svim dijelovima od nehrđajućeg čelika i legura otpornih na toplinu [33]. Važno je naglasiti da ugljik utječe na osjetljivost čelika prema krhkom lomu stvaranjem perlita. U čeliku se pomiče prijelaz od žilavog do krhkog loma s višim sadržajem perlita, stoga se radi poboljšanja otpornosti čelika prema krhkom lomu treba smanjiti udio perlita, tj. sadržaj ugljika treba biti vrlo nizak. Pored toga bitno je naglasiti da ugljik djeluje odlučujuće i na zavarljivost čelika [6].

Kod austenitnih, feritnih i dupleks nehrđajućih čelika potrebno je održavati nisku razinu ugljika (0,005% do 0,03% C) da bi se zadržala željena svojstva kao i mehanička svojstva. Kod martenzitnih nehrđajućih čelika, ugljik se namjerno dodaje radi postizanja visoke čvrstoće i tvrdoće, zahvaljujući formiranju martenzitne mikrostrukture [33].

Glavni učinak ugljika na otpornost prema koroziji određen je načinom na koji se on nalazi u leguri. Ako se kombinira s kromom kao zasebnom komponentom (Cr-karbid), može imati štetan učinak na otpornost prema koroziji uklanjanjem dijela kroma iz krute otopine u leguri. Posljedica toga je nepoželjno izlučivanje Cr-karbida koje se odvija na granicama zrna i naziva se senzibilizacijom [33].

2.4.2. Krom

Svojstva koja razlikuju nehrđajuće čelike, tj. legure Fe-Cr-(Mo) i legure Fe-Cr-Ni-(Mo) od drugih materijala otpornih na koroziju bitno ovise o kromu. Visok stupanj reaktivnosti kroma osnova je za učinkovitost kroma kao legirnog elementa u nehrđajućim čelicima. Otpornost tih legura na kemijske učinke korozivnih sredstava određena je njihovom sposobnošću da se zaštite kroz stvaranje netopivih filmova koji štite metalne podloge od ujednačenog i lokaliziranog napada. Navedeni zaštitni film naziva se pasivni sloj ili pasivni film. To je vrlo fini sloj na površini (1,0 do 2,0 nm) koji dovodi brzinu korozije na zanemarivu razinu [33].

Zbog svog visokog afiniteta prema kisiku krom predstavlja i osnovu vatrootpornosti. U rastaljenom čeliku krom snižava aktivitet dušika i ugljika povisujući njihovu topivost. Na taj način stvaraju se preduvjeti za formiranje kristala mješanaca. To je glavni razlog upotrebe Fe-Cr kao nositelja dušika pri proizvodnji austenitnih nehrđajućih čelika legiranih dušikom. Uz to, krom je također glavni element za stvaranje intermetalnih faza u nehrđajućim čelicima te je najčešće prisutan u intermetalnim spojevima kao što su sigma faza, chi faza te Lavesova faza [6].

2.4.3. Nikal

Kod nehrđajućih čelika nikal nema izravan utjecaj na pasivni sloj, ali djeluje korisno, osobito u sumpornim kiselinama. Zahvaljujući Ni-austenitnom nehrđajućem čeliku, tj. Fe-Cr-Ni (Mo) legurama, postoji širok raspon mehaničkih svojstava, npr. ove legure pokazuju odličnu duktilnost i žilavost, čak i pri visokim razinama čvrstoće, a ta svojstva zadržavaju se i pri visokim temperaturama [33,34]. Nikal je gamageni element, pa su austenitni nehrđajući čelici uobičajeno legirani s niklom. Nikal se tako najviše koristi kao legirni element kod čelika posebnih svojstava – nehrđajući i korozijski postojani, zatim čelici za rad pri povišenim i

niskim temperaturama, vatrootporni čelici. Nikal povisuje i žilavost konstrukcijskih čelika. Zbog ekonomskih razloga, odnosno visoke cijene, nikal se gotovo uvijek dodaje u kombinaciji s drugim legirnim elementima [31].

2.4.4. Molibden

Molibden podržava nastanak ferita te smanjuje γ -područje. U austenitnim Cr-Ni-Mo čelicima molibden povisuje opću korozijsku postojanost snižavanjem gustoće struje pasiviranja te bitno poboljšava postojanost prema jamičastoj koroziji pomičući pitting potencijal prema višim vrijednostima. Također smanjuje sklonost prema interkristalnoj koroziji, ali samo kada je sadržaj ugljika ispod 0,03%. Zbog korisnog djelovanja molibdena u pogledu stvaranja ferita istovremeno se u austenitnim nehrđajućim čelicima povisuje i sadržaj nikla [6].

2.4.5. Mangan

Nedovoljna postojanosti prema koroziji, odnosno stabilizaciji mikrostrukture, uvjetovala je gotovo potpuni prestanak proizvodnje nehrđajućih Cr-Mn čelika. Osim što su austenitni samo u uskom koncentracijskom području kod Cr-Mn čelika se pri višim sadržajima kroma osim ferita u mikrostrukтури javlja i krhka sigma faza.

Čelici s manganom koji su razvijeni u doba nedostatka nikla (tzv. Cr-Ni-Mn čelici) su danas beznačajni u usporedbi s Cr-Ni čelicima. Mangan, slično kao i krom, povisuje topivost dušika i dodaje se rastaljenom čeliku u obliku feromangana koji služi kao nositelj dušika. Mangan i dušik doprinose znatnom povećanju čvrstoće uz istovremeno postizanje zadovoljavajuće žilavosti [6].

2.4.6. Dušik

Dušik često u austenitnim nehrđajućim čelicima preuzima ulogu legirajućeg elementa jer zajedno s ugljikom proširuje γ -područje. Legiranjem s dušikom nastaje stabilnija austenitna struktura te bolja mehanička i korozijska svojstva. Dušik je do određene koncentracije intersticijski topiv i na sobnoj temperaturi. Intersticijski se može otopiti oko 0,30% dušika u Cr-Ni-Mo čelicima. Pri višim sadržajima dušika olakšava se izlučivanje i stvaranje nitrída [6].

2.4.7. Kobalt

Kobalt utječe na sprječavanje rasta zrna pri visokim temperaturama, ali ne stvara karbide. Zbog poboljšavanja vlačne čvrstoće i postojanosti na popuštanje pri povišenim temperaturama dodaje se brzoreznim, alatnim i konstrukcijskim čelicima koji su namijenjeni za rad pri povišenim temperaturama. Nepoželjan je u čelicima za dijelove nuklearnih energetskih postrojenja jer stvara radioaktivan izotop ^{60}Co [22].

2.4.8. Silicij, sumpor i fosfor

Silicij sužava γ -područje ne stvarajući karbide i podržava stvaranje ferita u mikrostrukturi. Zavarljivost i sposobnost oblikovanja smanjuju se kako se povećava udio silicija. Zbog povišenja udjela ferita silicij povoljno utječe na izlučivanje krhke sigma faze te se iz tog razloga za austenitne nehrđajuće čelike uglavnom ne primijenjuje legiranje silicijem. Silicij znatno povisuje vatrootpornost stvaranjem čvrsto prijanjajućih oksidnih slojeva.

Tijekom zavarivanja čelici koji imaju austenitnu strukturu skloni su nastanku toplih pukotina, a razlog tome je nastajanje spojeva niskog tališta, primjerice sulfidi i fosfidi koji segregiraju u interdendritnom području. U posljednjem stadiju skrućivanja oni iniciraju međukristalne tople pukotine. Povoljan utjecaj delta-ferita u smanjivanju osjetljivosti prema nastanku mikropukotina iskazuje se kroz njegov utjecaj na otapanje štetnih elemenata (sumpor, fosfor, bor). Kontrolom kemijskog sastava te primjenom odgovarajućih tehnika zavarivanja mogu se izbjeći mikropukotine, ali se ipak u realnim uvjetima ne mogu u potpunosti ukloniti.

Iako su sumpor i fosfor u većini slučajeva nepoželjni pratitelji čelika, sumpor ima određenu važnost kod nehrđajućih čelika za automate jer poboljšava rezljivost. Pri proizvodnji takvih čelika nastoji se dobiti sulfide mangana, čime se sprječava nepovoljno djelovanje sulfida željeza i kroma na obradu skidanjem strugotine [6].

2.5. Toplinska obrada

Čimbenici koji značajno utječu na mikrostrukturu čelika su kemijski sastav čelika, postupak proizvodnje i provedena toplinska obrada ili neželjena izloženost čelika visokim temperaturama.

Toplinska obrada primijenjuje se kod čelika u svrhu poboljšavanja svojstava. Konvekcionalna toplinska obrada čelika sastoji se od dva osnovna postupka, kaljenja i žarenja [35]. Svrha toplinske obrade je da se promjenom toplinskog stanja metala postigne promjena faza i strukture pri čemu se nastoji postići mehanička ravnoteža. Prilikom toplinske obrade pri visokim temperaturama moguće su kemijske reakcije površine metala s okolnom atmosferom peći, tako kod čelika dolazi do pojave razugljičenja i oksidacije površine u kontaktu s atmosferom. Takve su reakcije nepoželjne i potrebno je poduzeti mjere za njihovo sprječavanje, osim u slučaju kada se namjerno mijenja kemijski sastav površine u kontroliranoj atmosferi radi poboljšavanja svojstava [36, 37].

Postupcima žarenja približavamo strukturu stanju ravnoteže. Ohlađivanje se nakon žarenja obično izvodi sporo ili "normalno", tj. na mirnom zraku. Postupcima kaljenja, tj. pretvorbom austenita u martenzit, struktura legure udaljuje se od stanja ravnoteže [6].

3. EKSPERIMENTALNI DIO

3.1. Toplinska obrada

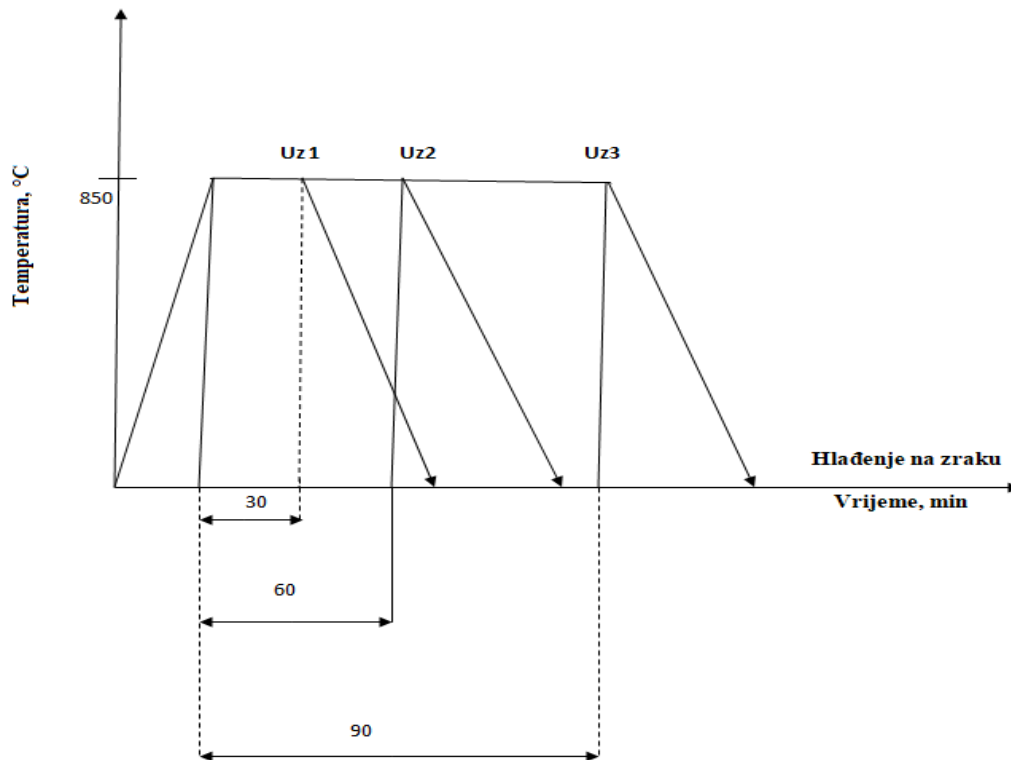
Materijal koji je korišten u ovom diplomskom radu bio je nehrđajući čelik AISI 316L koji je isporučen u toplo valjanom stanju. Kemijski sastav navedenog čelika prikazan je u tablici 8. Uzorci za ispitivanje dobiveni su od ploča debljine 15 mm. Austenitni nehrđajući čelik AISI 316L ispitivan je prije i nakon toplinske obrade. Toplinska obrada sastojala se od žarenja na 850 °C u elektrootpornoj komornoj peći (slika 10) tijekom 30, 60 i 90 minuta, nakon čega je uslijedilo hlađenje na zraku. Na slici 11 je shematski prikazan provedeni postupak toplinske obrade čelika AISI 316L.



Slika 10. Fotografija elektrootporne komorne peći za žarenje

Tablica 8. Kemijski sastav ispitivanog austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L, mas. %

C	Mn	Si	Cu	V	Mo	Al	Cr	Ni	W	Ti	Nb	Fe
0,018	1,50	0,33	0,39	0,078	1,91	0,006	17,34	10,56	0,121	0,003	0,025	ostatak



Slika 11. Shematski prikaz provedenog postupka toplinske obrade austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L

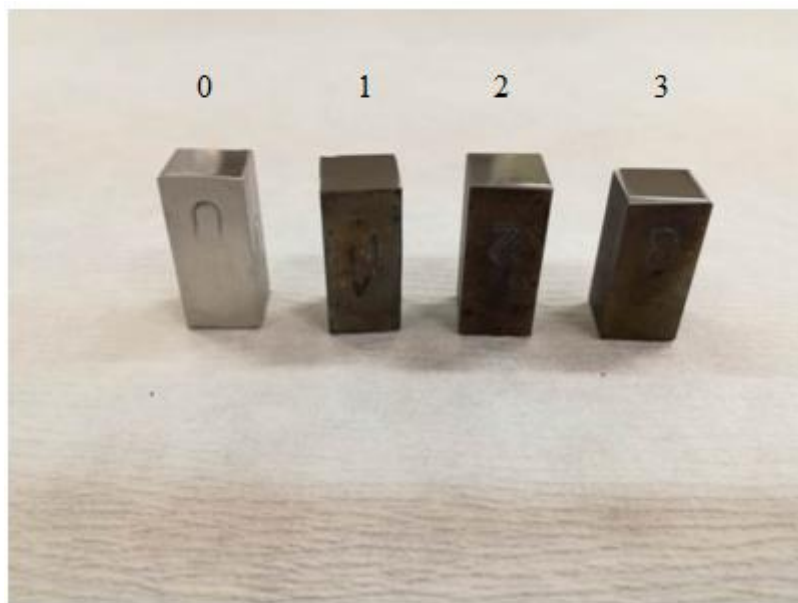
3.2. Metalografska priprema

Metalografska priprema uzoraka nakon toplinske obrade započela je rezanjem uzoraka na odgovarajuću duljinu pomoću rezalice prikazane na slici 12.



Slika 12. Fotografija rezalice Isomet proizvođača Buehler

Izrezane uzorke prikazane na slici 13 zatim je bilo potrebno brusiti i polirati kako bi se pripremila površina za daljnja ispitivanja pomoću optičkog i pretražnog elektronskog mikroskopa.



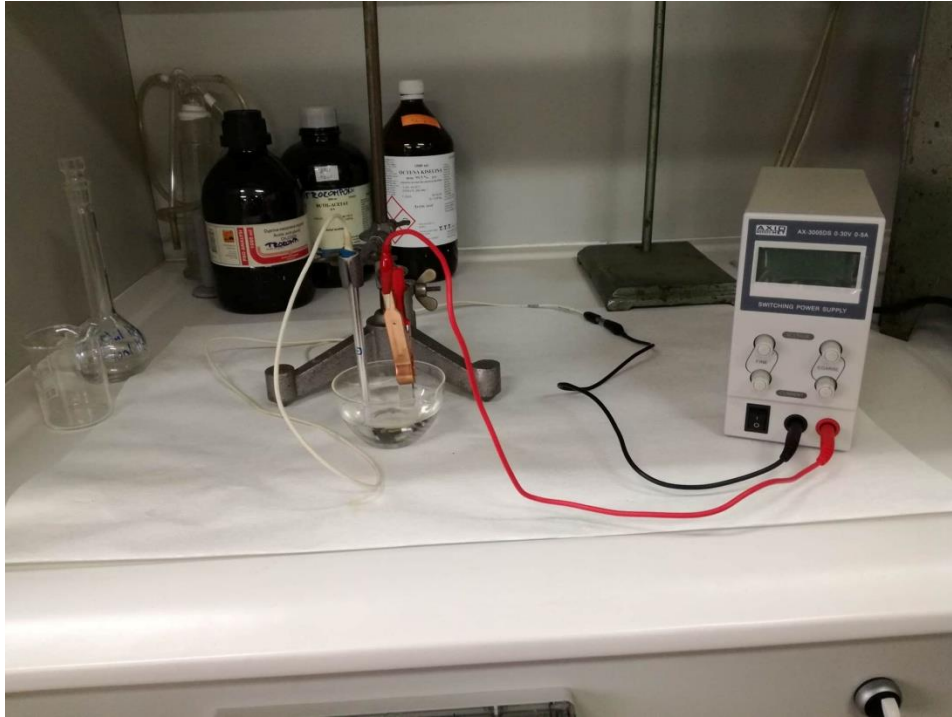
Slika 13. Fotografija uzoraka prije (uzorak 0) i nakon toplinske obrade (uzorci 1 – 3)

Uzorci su brušeni i polirani na uređaju Buehler „Phoenix Beta“ (slika 14). Brušenje se provodilo s brusnim papirima granulacije 240, 400, 600, 800, 1000 i 1200 (u trajanju 3 minute) pri stalnom hlađenju vodom te pri 100 okretaja po minuti i opterećenju 20 N. Nakon svake granulacije papira uzorci su isprani vodom kako bi se izbjegla pristunost neželjenih krupnijih čestica pri daljnjem brušenju s finijom granulacijom. Poliranje se provodilo pomoću filca i vodene emulzije glinice Al_2O_3 ($0,3 \mu\text{m}$). Nakon poliranja uzorci su isprani pod mlazom vode, zatim isprani u alkoholu te osušeni u struji vrućeg zraka.



Slika 14. Fotografija uređaja Phoenix Beta proizvođača Buehler za brušenje i poliranje uzoraka

Nakon poliranja provedeno je nagrizanje uzoraka različitim otopinama. Za otkrivanje austenitnih granica zrna koristila se otopina 1 koja je sadržavala 60 ml HNO_3 i 40 ml vode. Uzorci su nagrizani elektrolitički u navedenoj otopini u trajanju 20 sekundi pri 1V. Sigma faza identificirana je elektrolitičkim nagrizanjem otopinom 2 sastavljenoj od 56g KOH u 100 ml vode pri 2V tijekom 10 sekundi. Aparatura za elektrolitičko nagrizanje koja se koristila u ovom dijelu pripreme uzoraka prikazana je na slici 15.

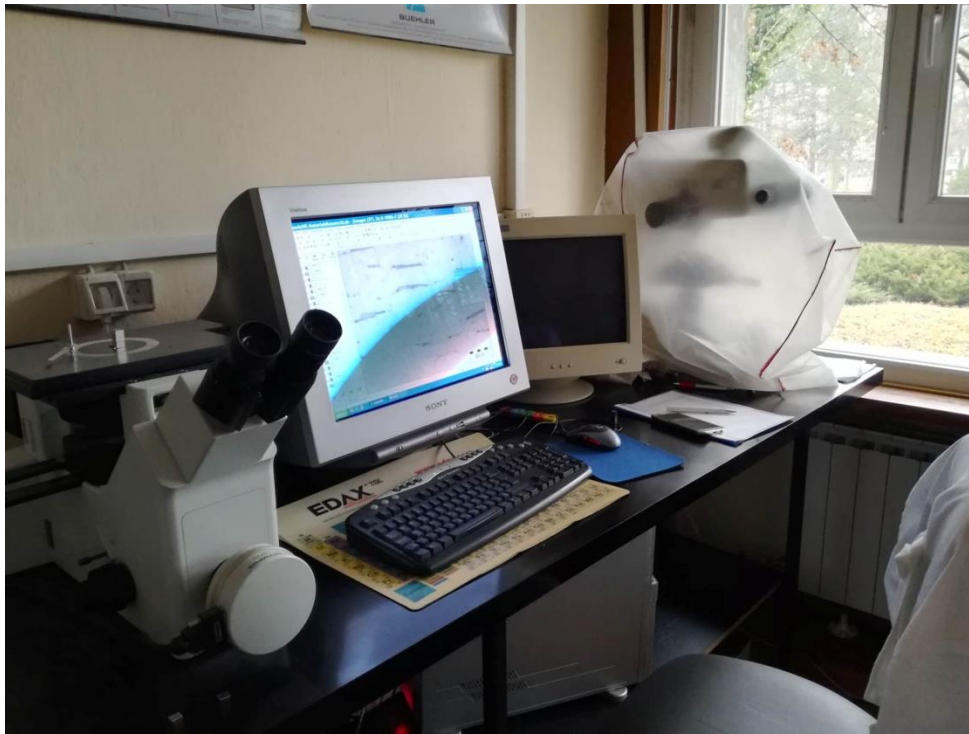


Slika 15. Fotografija aparature za elektrolitičko nagrizanje ispitanih uzoraka

3.3. Optička mikroskopija

Optička mikroskopija je vrlo važna tehnika kojom se povezuju analitički podaci dobiveni pomoću drugih tehnika za fizikalno-kemijsku karakterizaciju spojeva, ili se pak mogu objasniti uočene promjene kristalnog oblika. Za određivanje kristalnih svojstava kao što su boja, oblik čestica te veličina čestica koriste se prijenosni optički mikroskopi bez sposobnosti polariziranja svjetlosti. Kad je opremljen polarizacijskim filterima, optički se mikroskop pretvara u snažan analitički alat s kojim je moguće proučavati mnoga optička svojstva kristala. Za brzu karakterizaciju širokog raspona svojstava kristalnih polimorfa i drugih čvrstih oblika, mikroskopija s polariziranim svjetlom je nezamjenjiva bilo kojom drugom tehnikom. Optička svojstva različitih materijala mogu se promatrati i karakterizirati pomoću polarizirajućeg optičkog mikroskopa. Prilikom snimanja uzoraka kamera je bitan pribor te se digitalne kamere koriste kod većine optičkih mikroskopa. Neki moderni optički mikroskopi imaju maksimalno povećanje oko 1000x. Moć razlučivanja mikroskopa nije samo ograničena brojem i kvalitetom leća, već i valnom duljinom svjetlosti koja se koristi za osvjetljavanje [32].

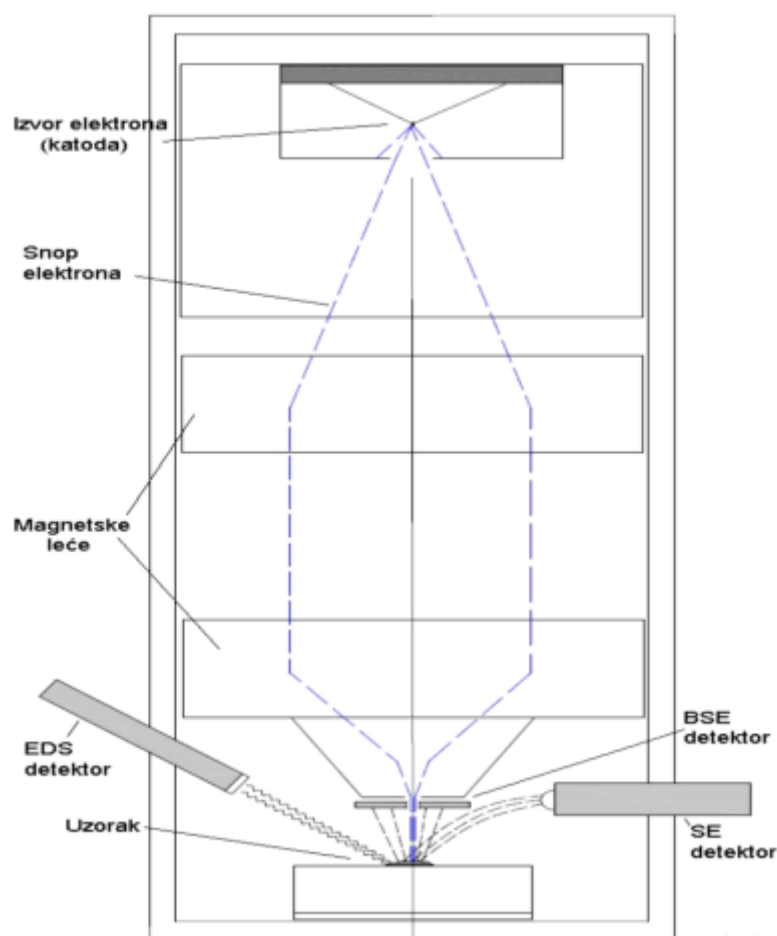
Uzorci istraživanog nehrđajućeg čelika AISI 316L snimani su pri povećanjima 50x, 100x, 200x, 500x i 1000x na optičkom mikroskopu Olympus GX 51 i to na dvije različite pozicije (slika 16).



Slika 16. Fotografija optičkog mikroskopa Olympus GX 51

3.4. Pretražna elektronska mikroskopija

Princip rada pretražnog elektronskog mikroskopa (SEM) sastoji se od skeniranja površine ispitivanog uzorka s veoma preciznim i fokusiranim snopom elektrona. Na nosaču u komori mikroskopa nalazi se uzorak, a izvor elektrona je katoda smještena u emisijskoj komori. Na putu između katode i anode koje se nalaze pod visokim naponom elektroni se ubrzavaju, zatim se dalje fokusiraju i usmjeravaju pomoću magnetskih leća na površinu uzorka. Slika 17 prikazuje shemu osnovnih elemenata SEM-a [33].



Slika 17. Shema osnovnih elemenata pretražnog elektronskog mikroskopa [33]

Komora i kolona elektronskog mikroskopa za vrijeme rada nalaze se pod niskim ili visokim vakuumom. Prilikom udara elektrona o površinu uzorka, događaju se razni efekti koje koristimo za dobivanje slike i provođenje analize na SEM-u [33].

Pretražni elektronski mikroskop može koristiti neke osnovne tipove detektora, a to su [33]:

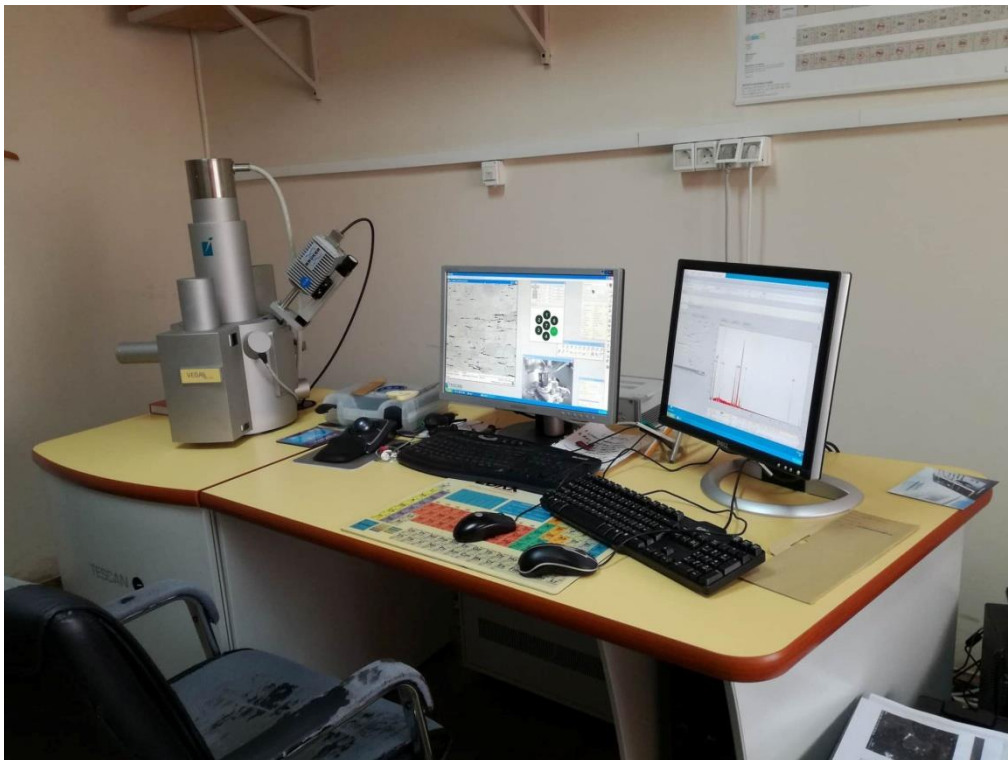
- SE (engl. Scondary Electron) - detektor sekundarnih elektrona,
- BSE (engl. Back Scatter Electron) - detektor povratnog raspršenja,
- EDS (engl. Energy Dispersive Spectrometer) - energijsko disperzijski spektrometar.

Tijekom sudara s atomskom jezgrom atoma koji grade uzorak, elektron iz elektronskog snopa mikroskopa može se odbiti natrag. Ti elektroni nazivaju se elektroni povratnog raspršenja ili BSE. Takve elektrone detektiramo pomoću detektora povratnog raspršenja. Mikrosnimak uzorka se pomoću BSE detektora prikazuje u nijansama sive boje koje odgovaraju atomskim težinama atoma koji izgrađuju uzorak. BSE detektor koristi se za proučavanje razlika u kemijskom sastavu uzorka, a ujedno smanjuje efekte izazvane nakupljanjem elektrona na

površini uzorka, tako se uz njegovu upotrebu mogu snimiti i uzorci koji nisu električki vodljivi [33].

Izbijanje elektrona iz elektronskog omotača atoma iz uzorka drugi je važan efekt koji se događa u trenutku sudara elektrona iz snopa. Izbijeni elektroni nazivaju se sekundarni elektroni ili SE. SE detektor prikazuje površinu uzorka u velikoj rezoluciji pa je pogodan za proučavanje morfologije. Nakon izbijanja elektrona iz elektronskog omotača atoma ostaje vakantno odnosno prazno mjesto. Navedeno se prazno mjesto zatim popuni elektronom iz druge elektronske ljuske više energije. Pri tom se emitira jedan kvant energije ili X-zraka prilikom skoka elektrona. Za svaki kemijski element karakteristična je energija ovako nastalog zračenja te EDS detektor detektira ovu vrstu zračenja. Na temelju X zraka koje emitira uzorak pod elektronskim snopom mikroskopa možemo odrediti kemijski sastav uzorka pomoću EDS detektora [33].

Karakterizacija mikrostrukture istraživanog čelika AISI 316L provedena je pri različitim povećanjima od 500 do 5000x na dvije pozicije (sredina i rub uzorka) na pretražnom elektronskom mikroskopu TESCAN VEGA 5136 MM (slika 18a). Fraktografska analiza je provedena pomoću pretražnog elektronskog mikroskopa Thermoscientific Quatro S (slika 18b).



(a)



(b)

Slika 18. Fotografija pretražnog elektronskog mikroskopa TESCAN VEGA 5136 MM (a) i Thermoscientific Quatro S (b)

Princip rada pretražnog elektronskog mikroskopa je takav da se uzorci postavljaju u komoru nakon čega se ona zatvara te se uvodi vakuum. Katoda koja se nalazi u emisijskoj komori emitira snop pobuđenih elektrona koji se usmjerava prema uzorku pomoću magnetskih leća.

3.5. Mjerenje mikrotvrdoće

Jedna od najraširenijih metoda ispitivanja materijala je ispitivanje tvrdoće. Ispitivanje tvrdoće provodi se lako i brzo, a rezultati ispitivanja mogu poslužiti za procjenu drugih mehaničkih svojstava poput npr. vlačne čvrstoće ili otpornosti na abrazijsko trošenje. Postoje dvije metode mjerenja tvrdoće:

- statička (kao što su npr. Brinellova, Vickersova i Rockwellova)
- dinamička (kao što su npr. Poldi i Shore) [34].

Metoda mjerenja tvrdoće po Vickersu (HV) jedna je od najčešće korištenih metoda za ispitivanje tvrdoće. Vickersovom metodom moguće je mjeriti i najtvrđe materijale, moguće je mjeriti tvrdoću relativno tankih uzoraka te čak i mikrotvrdoću pojedinih zrna (kristala) primjenom male sile [34].

U okviru ovog diplomskog rada mikrotvrdoća uzoraka mjerena je na tri mjesta Vickersovom metodom (HV1). Na slici 19 prikazana je fotografija korištenog tvrdomjera Leica.



Slika 19. Fotografija mikrotvrdomjera Leica VHMT korištenog za ispitivanje mikrotvrdoće

3.6. Mjerenje udarne radnje loma

Ispitivanje udarne radnje loma po Charpyju provodi se s ciljem utvrđivanja ponašanja materijala u uvjetima udarnog opterećenja. Iznos udarne radnje loma pokazatelj je žilavosti ili krhkosti materijala udarno opterećenih epruveta s utorom. Često se ispituje pri sniženim temperaturama jer kod nekih materijala temperatura značajno utječe na iznos udarne radnje loma. Ispitivanje udarne radnje loma provodi se prema normi EN 10045-1 na ispitnom uzorku četvrtastog poprečnog presjeka (najčešće 10x10x 55mm) sa zarezom u sredini uzorka na Charpyjevu batu. Slika 20 prikazuje uređaj za mjerenje žilavosti po Charpyju. Zarez je smješten u centar ispitivanog uzorka, koji je oslonjen horizontalno u dvije točke. Bat težine G

podiže se na visinu h_1 te s obzirom na ravninu u kojoj se nalazi ispitni uzorak, posjeduje potencijalnu energiju $G \cdot h_1$ ($N \cdot m = J$). Puštanjem bata iz početnog položaja njegova potencijalna energija prelazi u kinetičku. U najnižem položaju sva se potencijalna energija pretvorila u kinetičku. Ukoliko na oslonac nije postavljen ispitni uzorak bat se penje na istu visinu s koje je pušten, jasno ako se zanemari trenje u ležaju i otpor zraka [34].



Slika 20. Fotografija uređaja za mjerenje udarne radnje loma po Charpyju

Žilavost materijala općenito opada sa snižavanjem temperature ispitivanja. Kod vrlo žilavih metala s FCC rešetkom (Al, Cu, Ni, austenitni čelici) opadanje žilavosti je neznatno te su oni zato deformabilni u širokom temperaturnom intervalu. Na višim temperaturama čelici s BCC rešetkom imaju tzv. plastični ili žilavi lom s karakterističnim izgledom vlaknaste strukture i jako deformiranim presjekom na mjestu prijeloma ispitnog uzorka. S padom temperature dolazi do krhkog loma s izraženom zrnastom kristalnom strukturom i vrlo malo deformiranim presjekom [34].

Za ispitivanje udarne radnje loma koriste se ispitni uzorci s V-zarezom (ISO-V) ili U-zarezom (DVM). U slučaju nedovoljne raspoloživosti materijala koriste se ispitni uzorci manjih dimenzija. Tendencija je da se u većini slučajeva upotrebljavaju ispitni uzorci s V-zarezom. Ispitni uzorak s V-zarezom upotrebljava se za ispitivanje žilavih materijala, kao što su čelici s malim postotkom ugljika. Ispitni uzorak s U-zarezom upotrebljava se za ispitivanje krhkih materijala.

Zarez koji se nalazi u sredini ispitnog uzorka osigurava da se lom dogodi baš na tom mjestu [34]. Slika 21 prikazuje izgled uzoraka čelika AISI 316L nakon ispitivanja udarne radnje loma.



Slika 21. Fotografija uzoraka nakon mjerenja udarne radnje loma

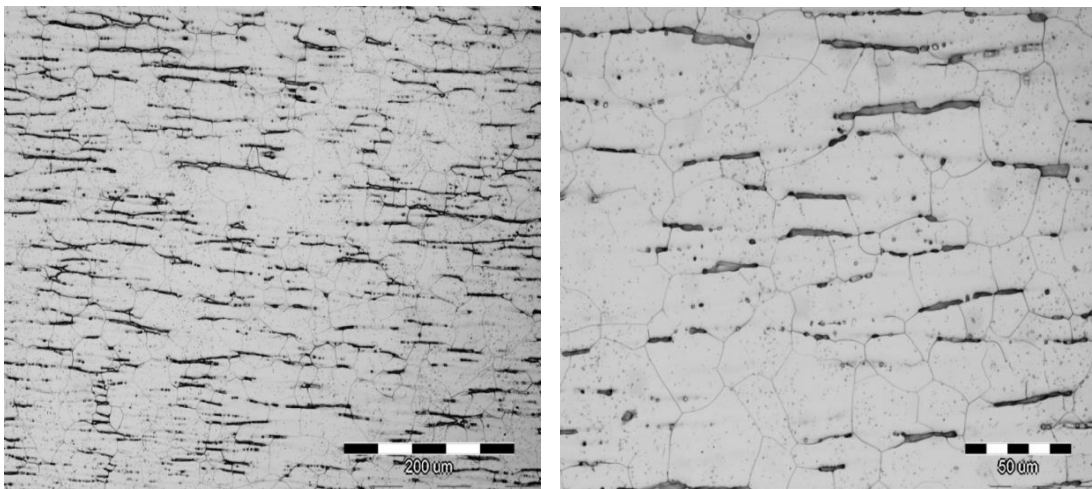
4. REZULTATI I RASPRAVA

4.1. Utjecaj žarenja na mikrostrukturu

Mikrostruktura je snimana najprije nakon nagrizanja u otopini 1 koja služi za otkrivanje granica austenitnog zrna. Na slikama 22 – 25 prikazane su optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja, zatim optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L u žarenom stanju 850 °C /30 min, 850 °C /60 min 850 °C /90 min. Navedene mikrografije su snimljene nakon nagrizanja u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (otkrivanje austenita). Dobivene mikrografije su snimljene pri različitim povećanjima i pozicijama. Iz optičkih mikrografija jasno se mogu vidjeti granice zrna i austenitna mikrostruktura. Osim austenita u mikrostrukturi je prisutan i manji udio delta ferita. Delta ferit je prisutan u obliku traka koje su izdužene u smjeru valjanja. Poznato je da kod austenitnih nehrđajućih čelika tijekom lijevanja i skrućivanja najprije nastaje delta ferit koji zatim tijekom hlađenja transformira u austenit difuzijom kroma i nikla. Krom pritom difundira u ferit, a nikel u austenit. Prisutnost zaostalog (netransformiranog) delta ferita na sobnoj temperaturi može se pripisati sporij difuziji kroma i nikla. Shodno Schaefflerovom dijagramu [41] i omjeru C_{req}/Ni_{eq} koji je iznosio 1,69 u mikrostrukturi istraživanog austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L ima ispod 10% delta ferita (jednadžbe 1 i 2).

$$C_{req} = \% Cr + 1,5\% Si + \% Mo + 0,5\% (Ta+Nb) + 2\% Ti + \% W + \% V + \% Al \quad (1)$$

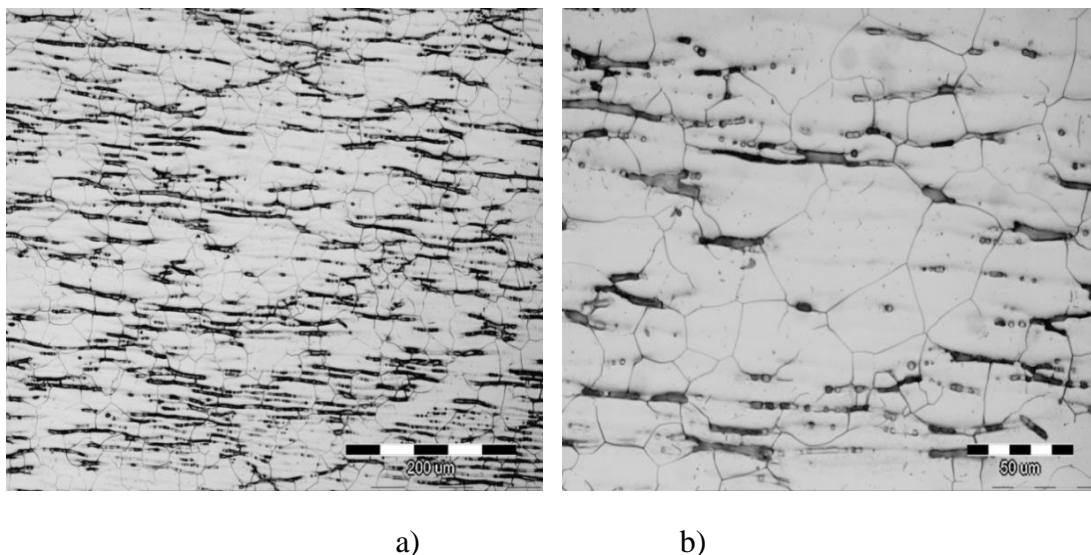
$$Ni_{eq} = \% Ni + 30\% C + 0,5\% Mn + 0,5\% Co \quad (2)$$



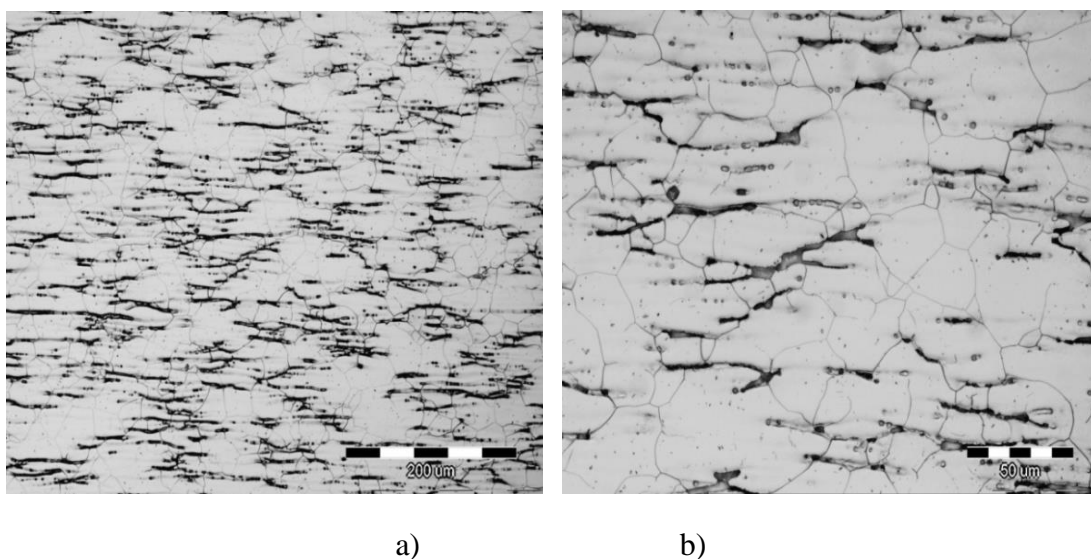
a)

b)

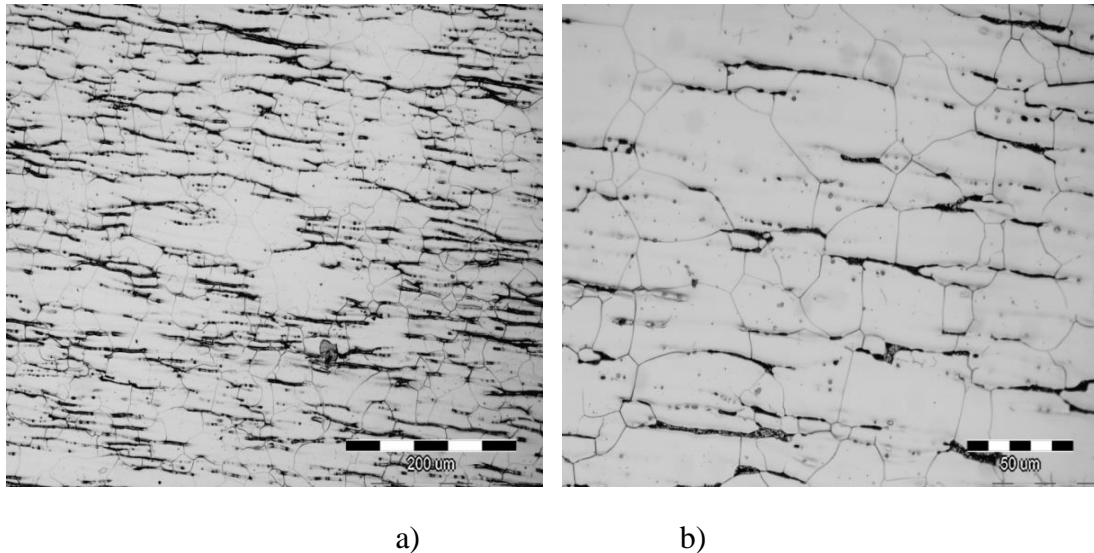
Slika 22. Optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit); a) povećanje 200x, b) povećanje 500x



Slika 23. Optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit); a) povećanje 200x, b) povećanje 500x

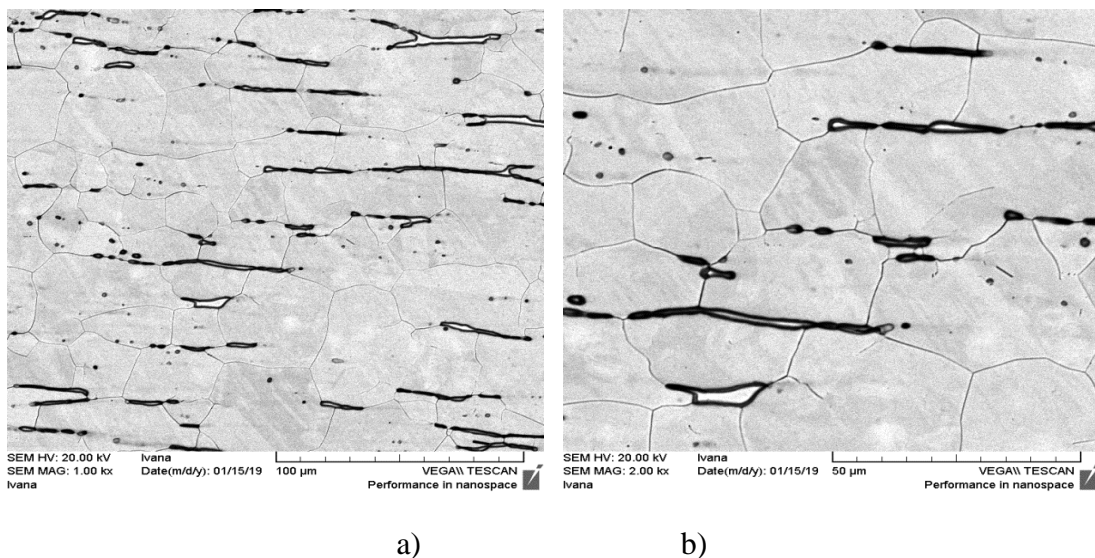


Slika 24. Optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit); a) povećanje 200x, b) povećanje 500x

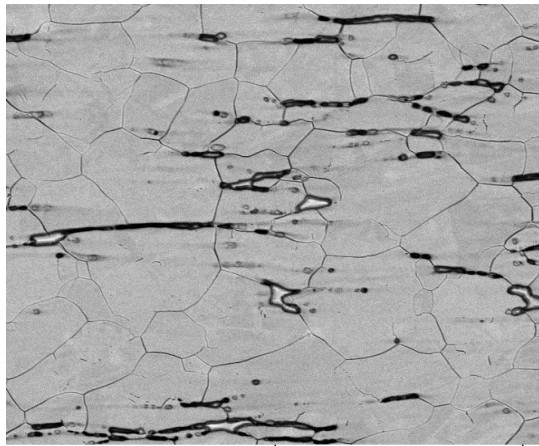


Slika 25. Optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit); a) povećanje 200x, b) povećanje 500x

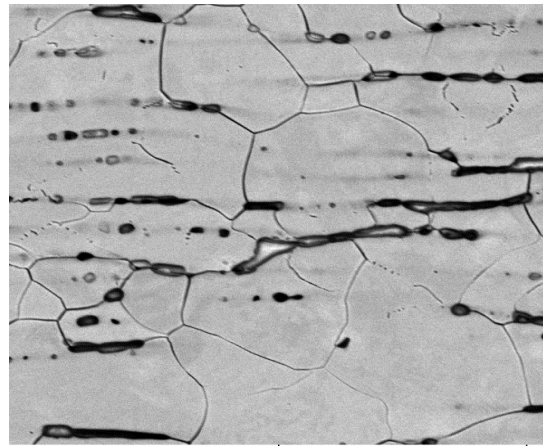
Nakon optičke mikroskopije provedena je pretražna elektronska mikroskopija čiji su rezultati prikazani slikama 26 – 29. SEM mikrografije pokazuju da povećanje vremena žarenja rezultira smanjenjem sadržaja izduženih traka delta ferita. Međutim, vrijeme žarenja bilo je ipak prekratko za vidljive promjene na mikrografijama snimljenim optičkim mikroskopom.



Slika 26. SEM mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit)

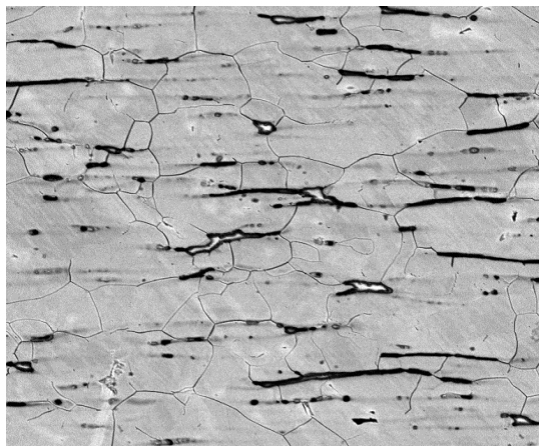


a)

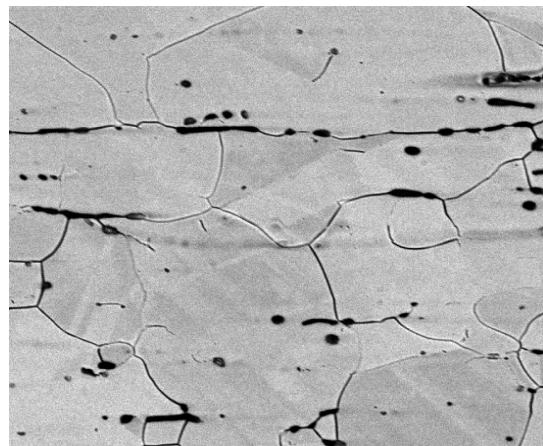


b)

Slika 27. SEM mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta; nagrivanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit)

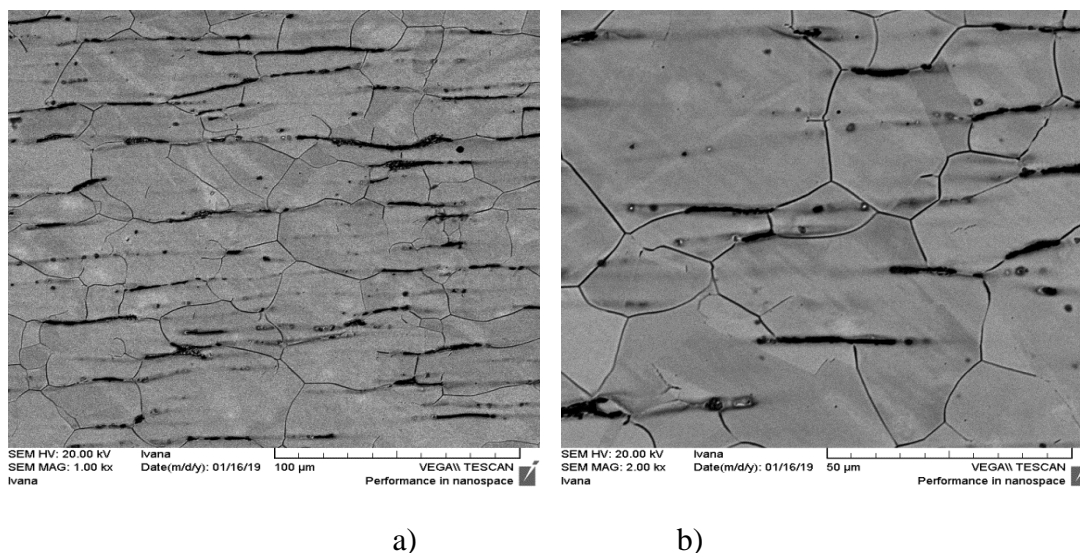


a)



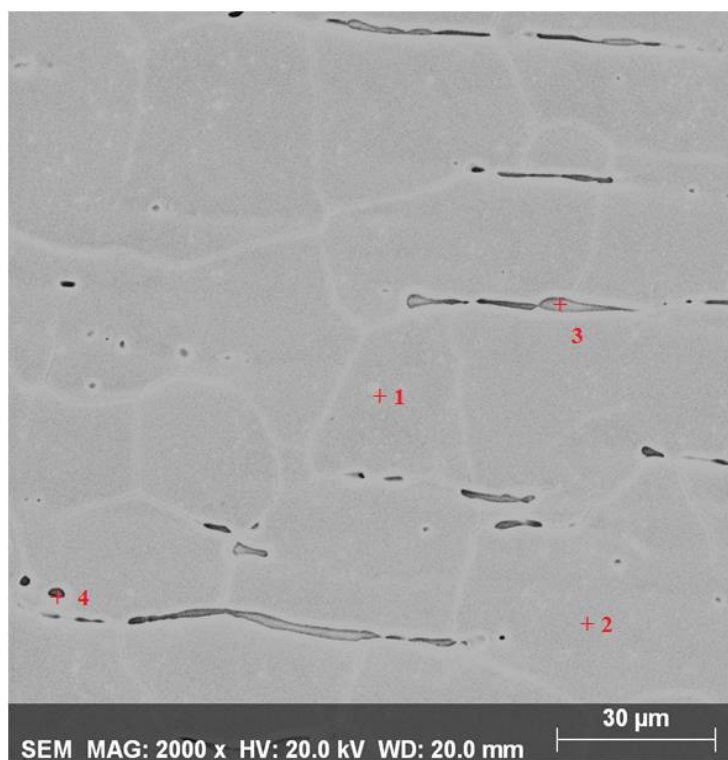
b)

Slika 28. SEM mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; nagrivanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit)

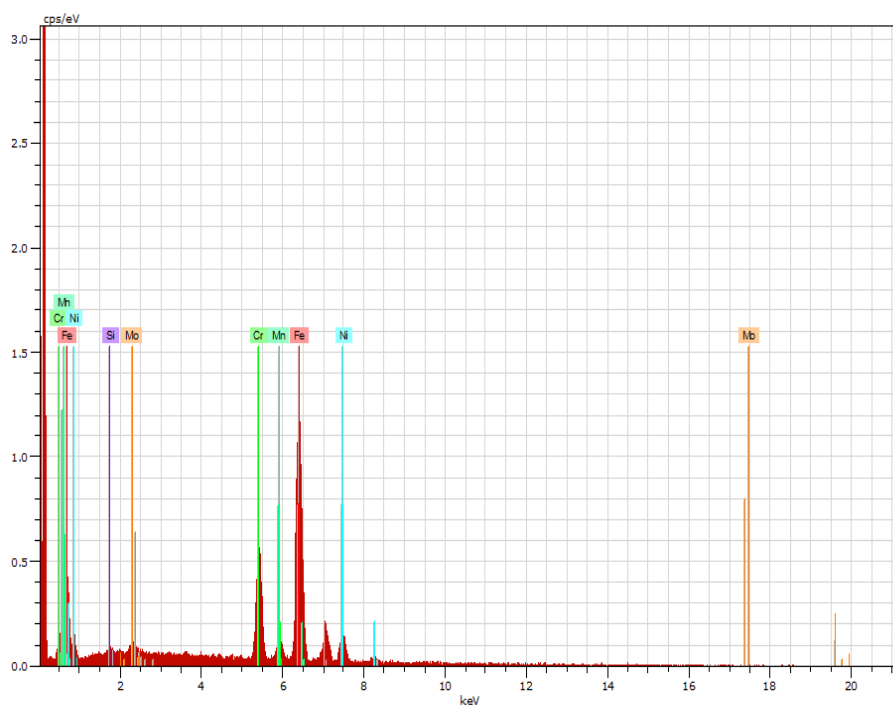


Slika 29. SEM mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit)

Mikrostrukturna ispitivanja uzoraka provedena su na pretražnom elektronskom mikroskopu također uz analizu kemijskog sastava pomoću energetske disperzijske spektrometrije (EDS) na različitim pozicijama na svakom uzorku (slike 30 – 33). Rezultati EDS analize navedeni su u tablicama 9 – 12. Analizom EDS rezultata uzorka AISI 316 čelika prije žarenja (tablica 9) može se uočiti sličan sadržaj kroma (16,44 – 16,87 mas.%), nikla (11,19 – 11,82 mas.%), mangana (1,77 – 2,00 mas.%), molibdena (1,77 – 2,24 mas.%) i silicija (0,23 – 0,33 mas.%) u svim ispitanim pozicijama. Nakon žarenja u trajanju od 30 minuta, ovisno o ispitanjoj poziciji, sadržaj kroma je iznosio 16,35 – 25,37 mas.%, nikla 4,15 – 12,09 mas.%, mangana 1,72 – 4,38 mas.%, molibdena 0,00 – 1,99 mas.% i silicija 0,00 – 0,27 mas.% (tablica 10). Slične vrijednosti su dobivene i nakon žarenja 60 i 90 minuta (tablice 11 i 12). Budući da je na pojedinim pozicijama zamijećen veći udio kroma (≈ 25 mas.%) može se pretpostaviti da je došlo do razvoja sigma faze. Nastanak sigma faze potvrdit će se nagrizanjem u otopini 2 koja otkriva sigma fazu.



a)

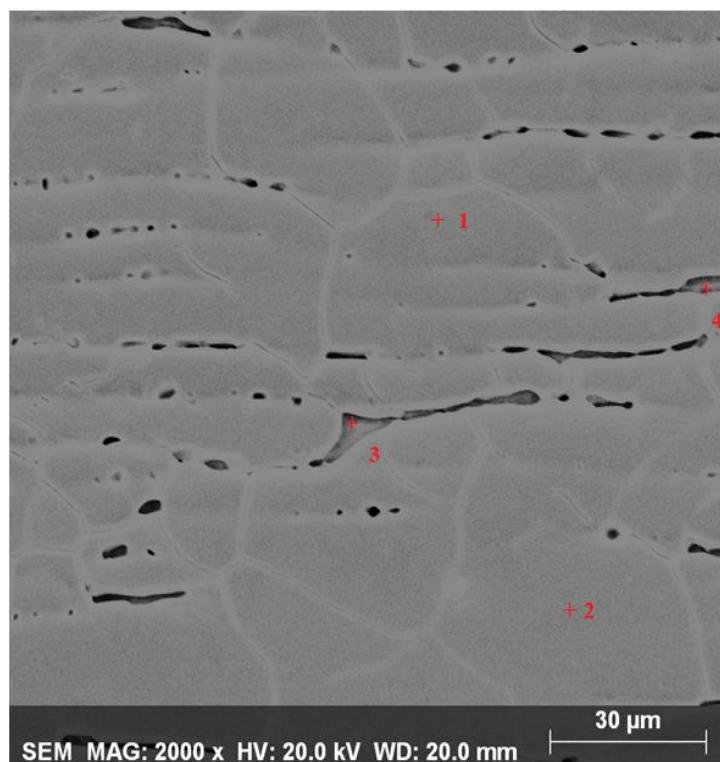


b)

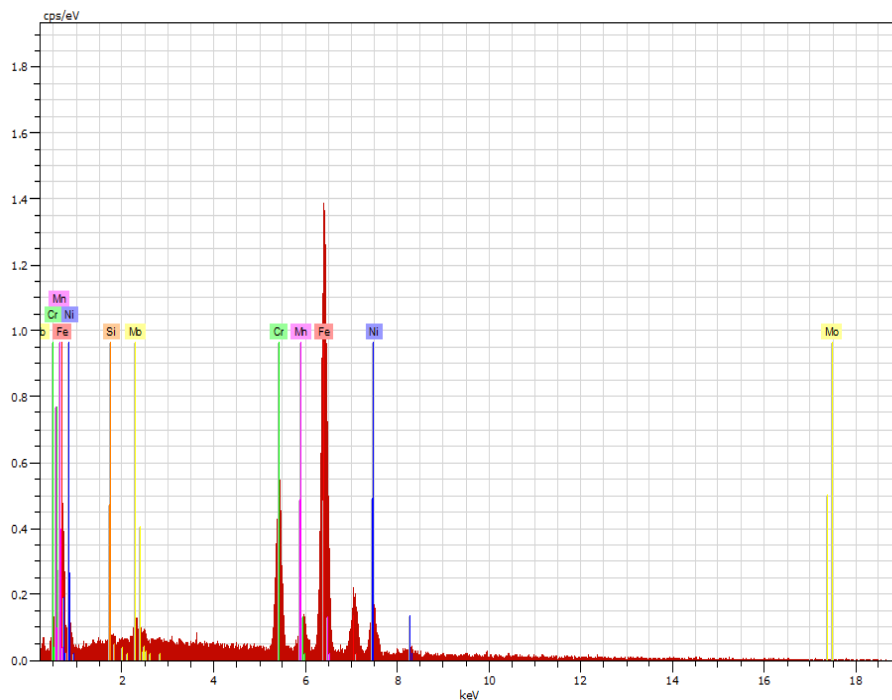
Slika 30. SEM mikrografija (a) i energetska disperzijski spektar (b) austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit)

Tablica 9. Rezultati EDS analize austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit): pozicije označene na slici 30

Pozicija	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si
1	67,19	16,50	11,74	2,00	2,24	0,33
2	67,81	16,44	11,82	1,88	1,77	0,27
3	67,53	16,66	11,75	1,97	1,84	0,26
4	67,87	16,87	11,19	1,77	2,07	0,23



a)

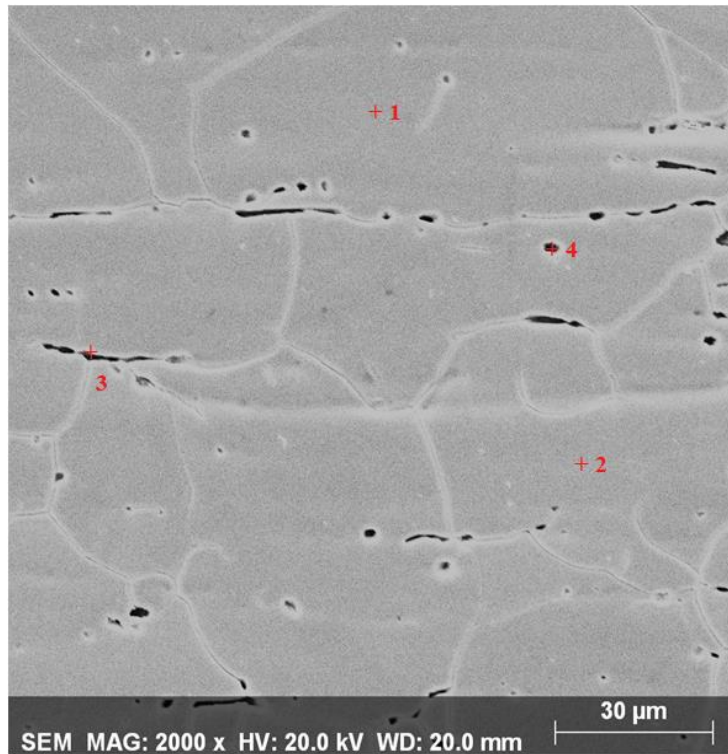


b)

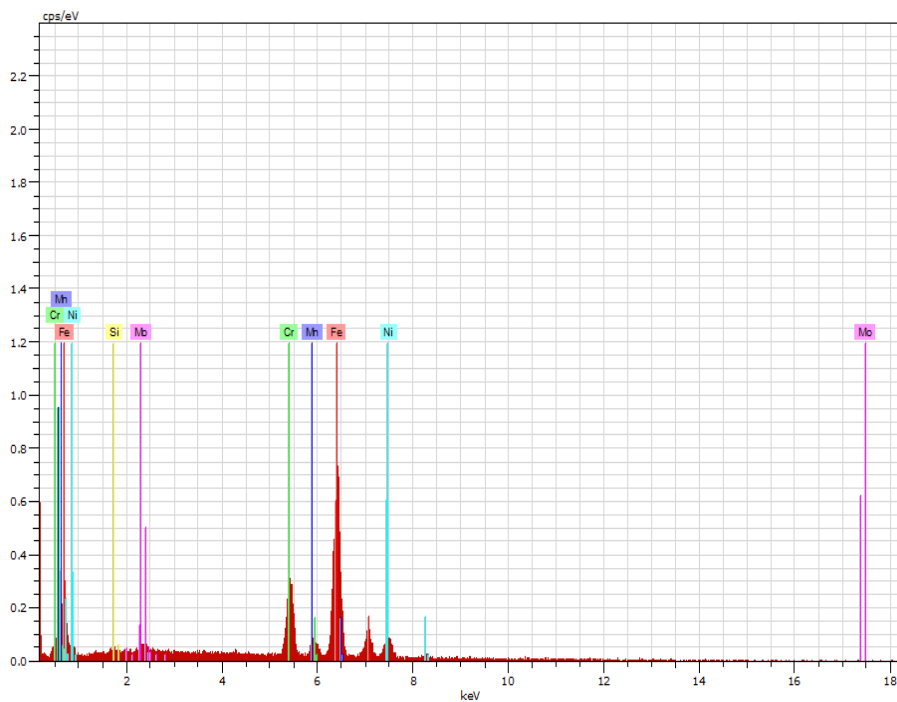
Slika 31. SEM mikrografija (a) i energetsko disperzijski spektar (b) austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit)

Tablica 10. Rezultati EDS analize austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit): pozicije označene na slici 31

Pozicija	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si
1	67,85	16,35	11,63	2,04	1,91	0,22
2	67,40	16,78	12,09	1,72	1,78	0,23
3	66,10	25,37	4,15	4,38	0,00	0,00
4	68,45	17,14	10,45	1,86	1,84	0,26
5	67,98	17,02	10,86	1,88	1,99	0,27



a)

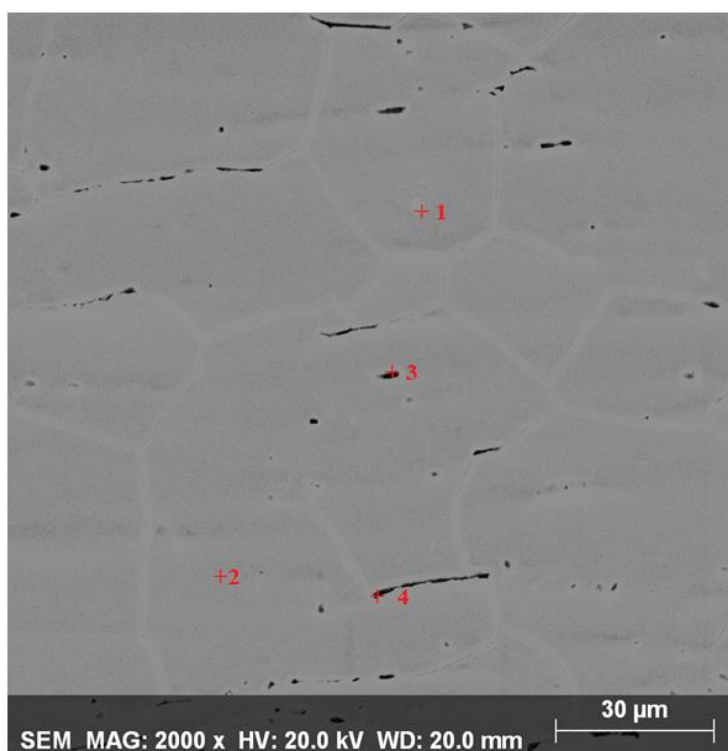


b)

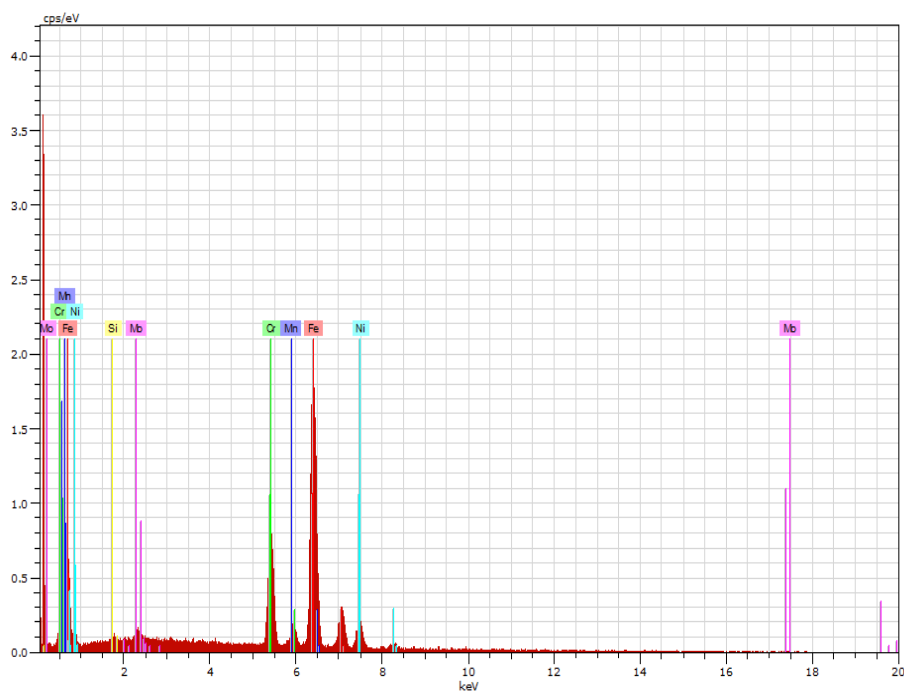
Slika 32. SEM mikrografija (a) i energetska disperzijski spektar (b) austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit)

Tablica 11. Rezultati EDS analize austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit): pozicije označene na slici 32

Pozicija	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si
1	67,38	16,20	12,05	2,09	2,03	0,24
2	68,27	16,96	10,39	1,79	2,25	0,35
3	66,98	17,87	10,41	2,08	2,40	0,26
4	68,14	16,57	11,13	1,70	2,27	0,19



a)



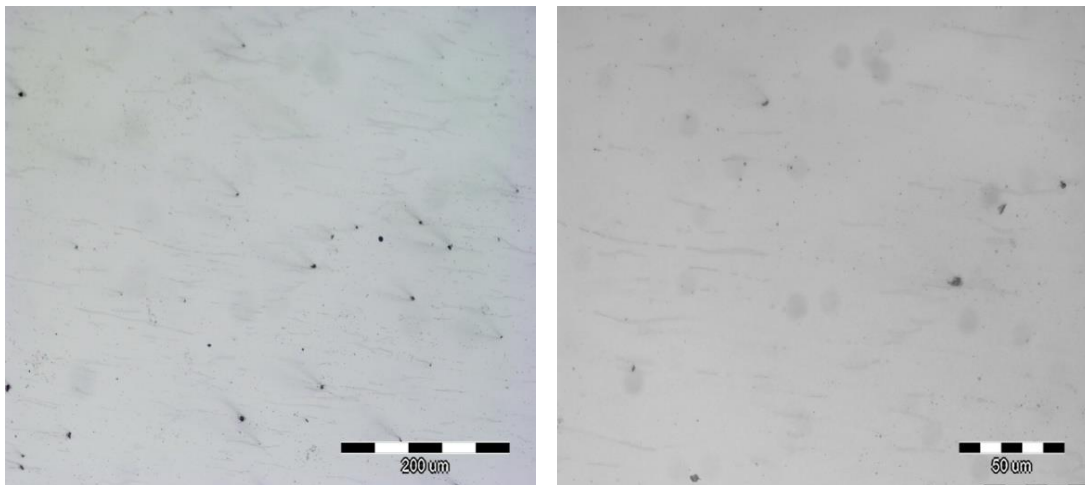
b)

Slika 33. SEM mikrografija (a) i energetsko disperzijski spektar (b) austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit)

Tablica 12. Rezultati EDS analize austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta; nagrizanje u otopini 60 ml HNO₃ i 40 ml vodene otopine (austenit): pozicije označene na slici 33

Pozicija	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si
1	68,54	16,40	10,65	2,25	1,91	0,25
2	68,17	16,86	10,86	1,79	1,98	0,33
3	69,10	20,45	6,43	2,17	1,84	-
4	68,41	23,32	3,13	3,28	1,85	-

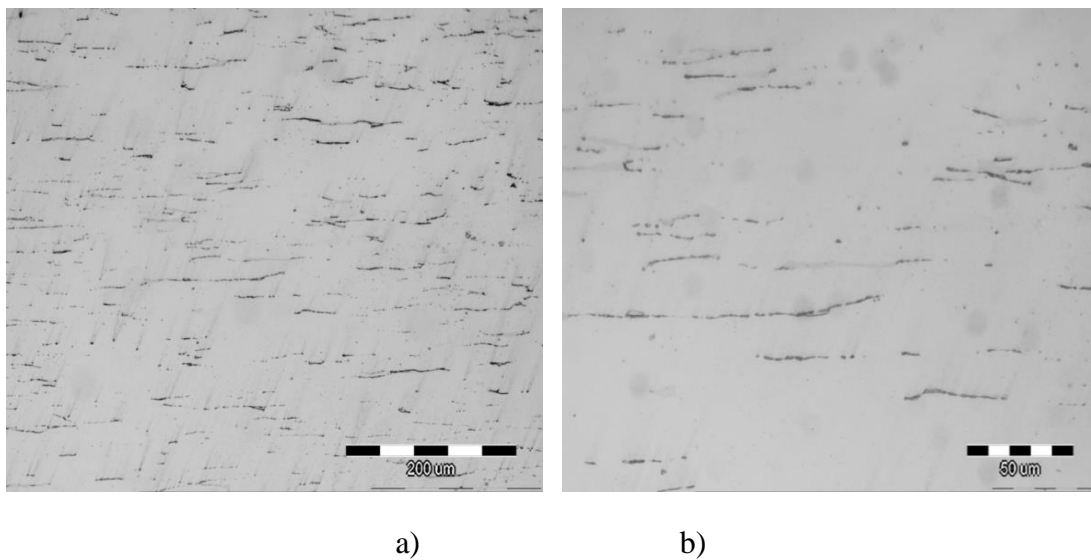
Nakon što je provedena optička i pretražna elektronska mikroskopija na svim uzorcima koji su bili nagrizeni u otopini 1 pristupilo se ponovnom poliranju uzoraka. Nakon poliranja uzorci su elektrolitički nagrizeni u otopini 2 (otkrivanje sigma faze). Na slikama 34 – 37 prikazane su optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon nagrizenja u otopini 56g KOH u 100 ml vode (otkrivanje sigma faze). Detaljnom analizom dobivenih optičkih mikrografija primijećena je prisustnost sigma faze. Optičke mikrografije pokazuju da se sadržaj sigma faze povećava s vremenom žarenja. U valjanom (isporučenom) stanju (slike 34a i 34b) sigma faza nije prisutna jer ona nastaje samo izlaganjem čelika visokim temperaturama. Sigma faza je intermetalna faza koja se obično formira u Fe-Cr sustavima pri visokim temperaturama (550 – 900 °C). Mehanizam nukleacije sigma faze može se opisati transformacijom delta ferita. Transformacija delta ferita u sigma fazu je funkcija kemijskog sastava i kinetike njene precipitacije tj. difuzije elemenata poput kroma i molibdena.



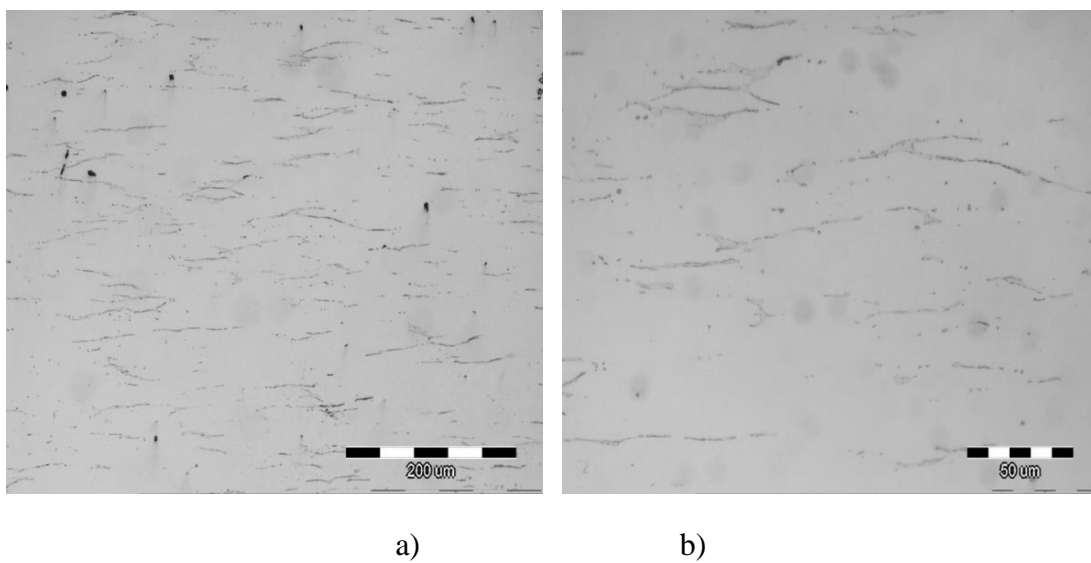
a)

b)

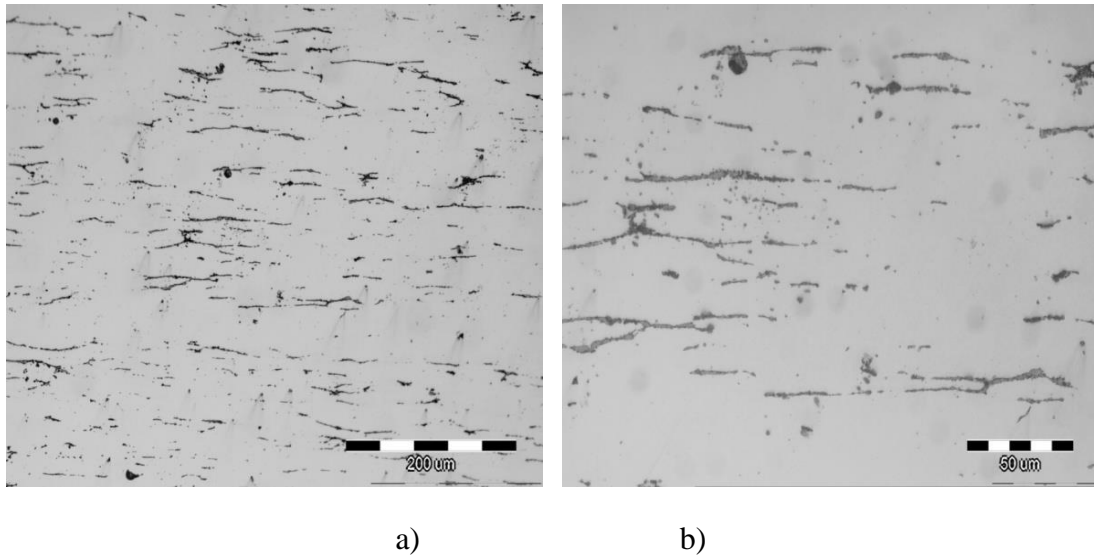
Slika 34. Optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja; nagrizenje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza); a) povećanje 200x, b) povećanje 500x



Slika 35. Optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza); a) povećanje 200x, b) povećanje 500x

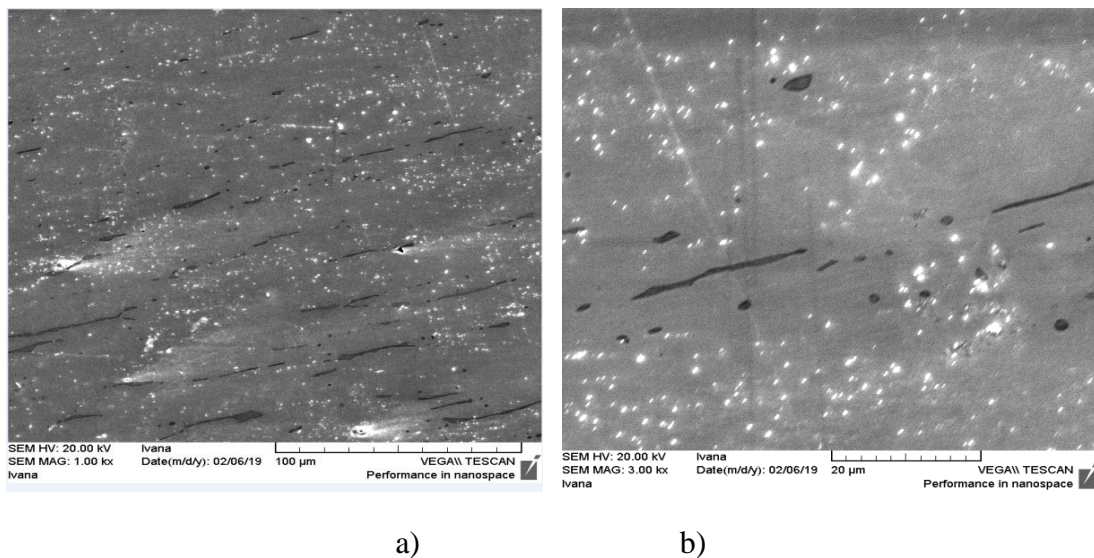


Slika 36. Optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza); a) povećanje 200x, b) povećanje 500x

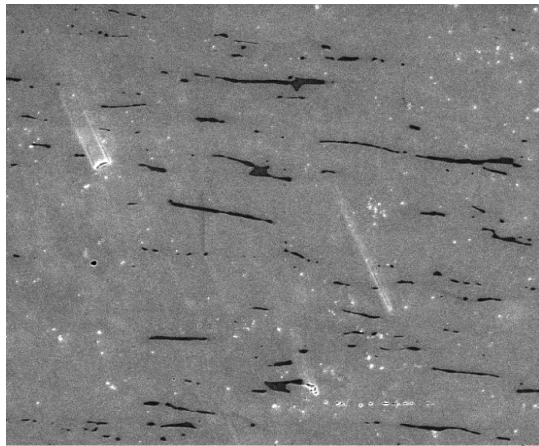


Slika 37. Optičke mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza); a) povećanje 200x, b) povećanje 500x

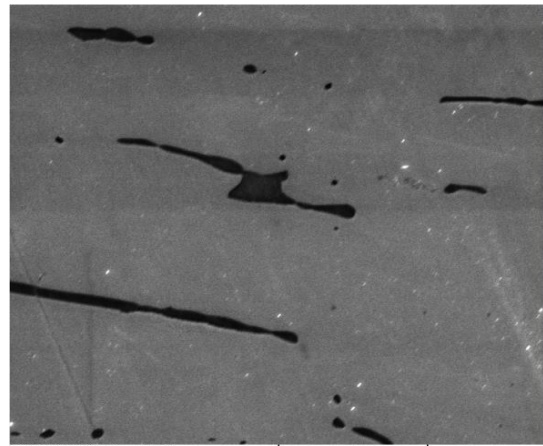
Slike 38 – 41 prikazuju SEM mikrografije ispitivanih uzoraka nakon nagrizanja u otopini 2 (otkrivanje sigma faze). SEM mikrografije mikrostrukture valjanog stanja pokazale su prisustvo sigma faze u žarenim stanjima, a posebno nakon žarenja 90 minuta (slika 41). Detaljnom analizom SEM mikrografija može se uočiti da udio sigma faze raste s povećanjem vremena žarenja.



Slika 38. SEM mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza)

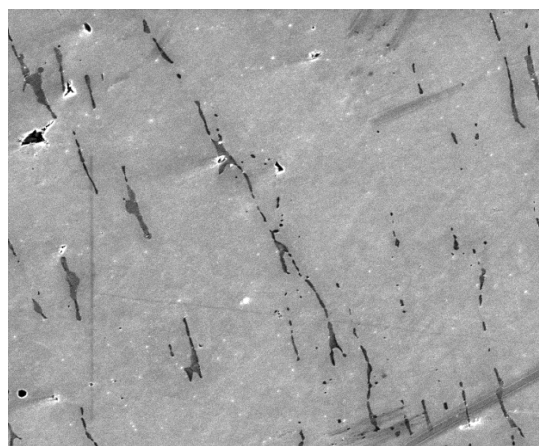


a)

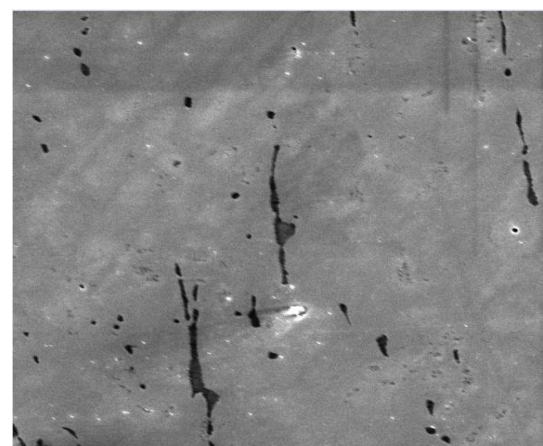


b)

Slika 39. SEM mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza)

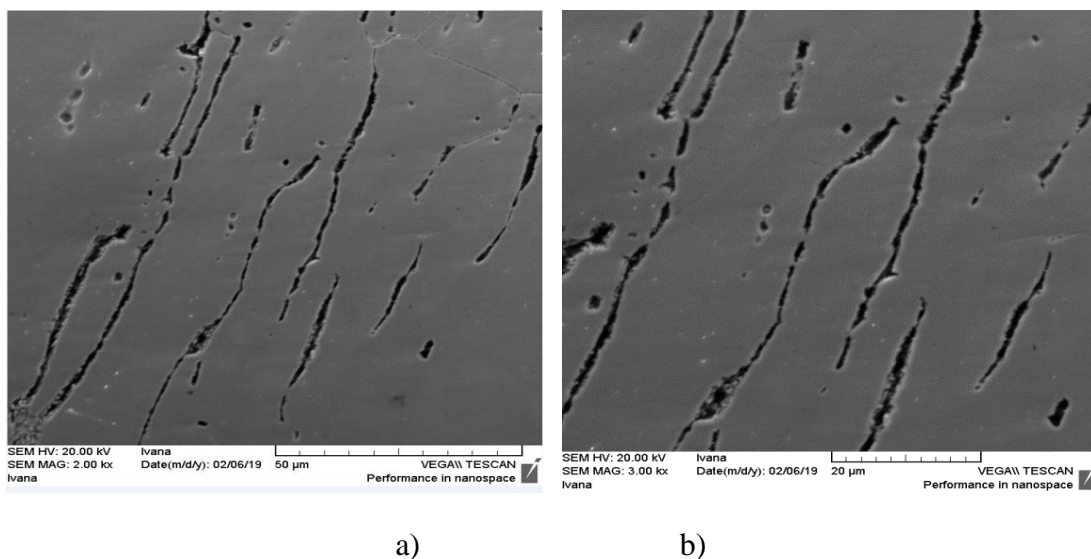


a)



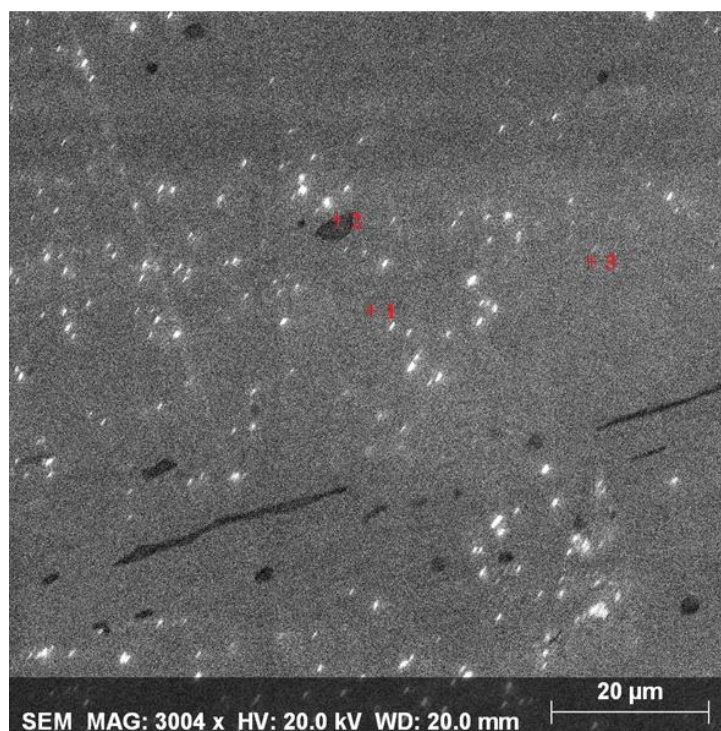
b)

Slika 40. SEM mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza)

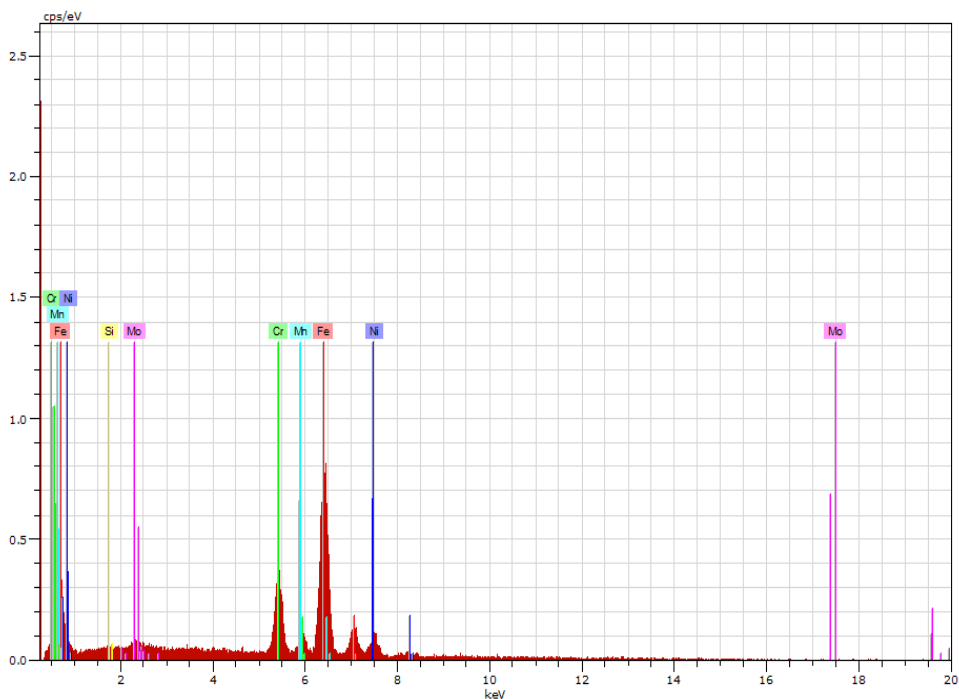


Slika 41. SEM mikrografije austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza)

Nakon provedene optičke mikroskopije isti uzorci su analizirani pretražnom elektronskom mikroskopijom. Na slikama 42 – 45 prikazani su rezultati SEM i EDS analize uzoraka prije i nakon žarenja. Kemijski sastav, dobiven EDS analizom, odabranih mjesta (pozicija) na uzorcima prije i nakon toplinske obrade naveden je u tablicama 13 – 16.



(a)

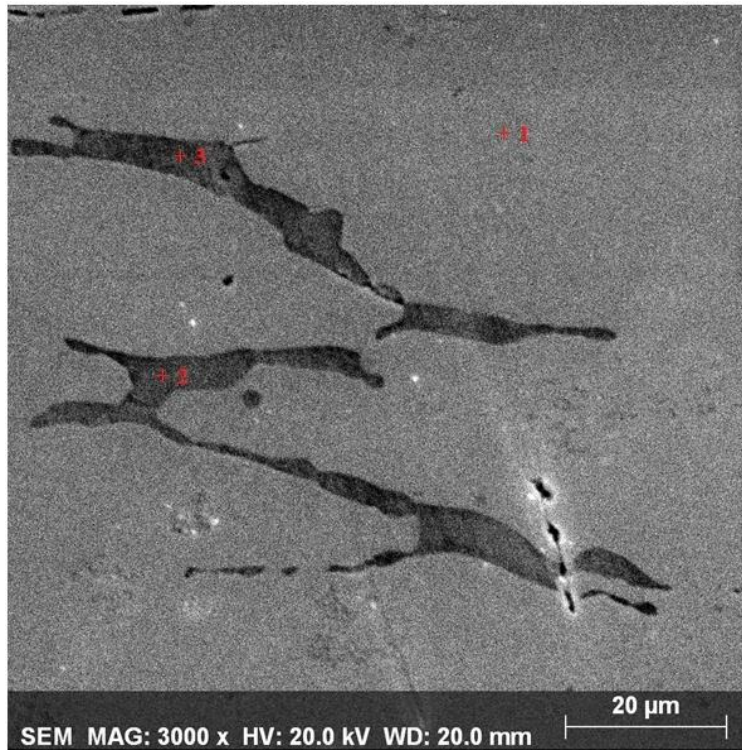


(b)

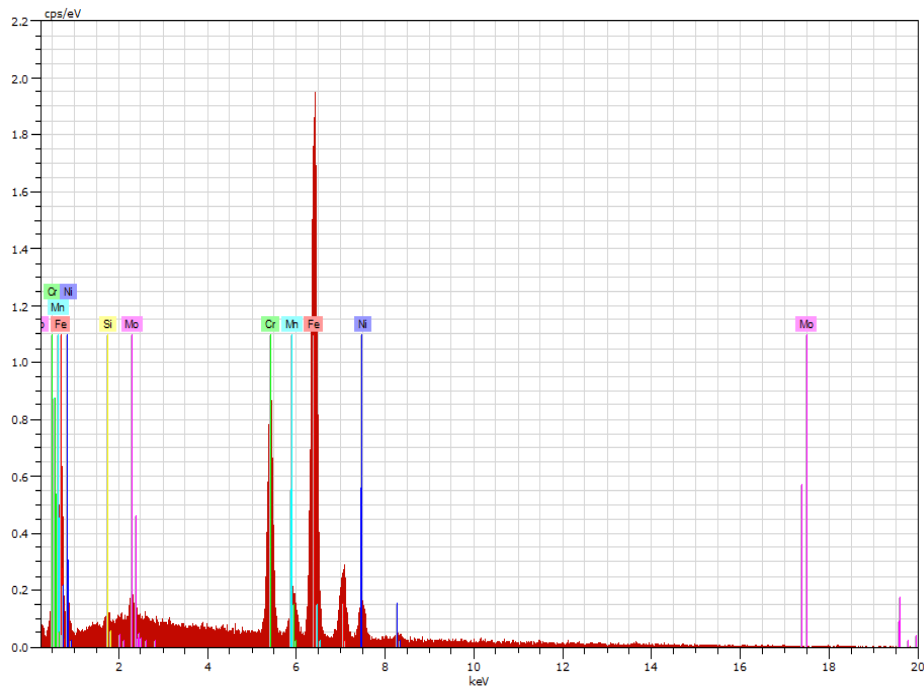
Slika 42. SEM mikrografija (a) i energetsko disperzijski spektar (b) austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza)

Tablica 13. Rezultati EDS analize austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza) pozicije označene na slici 42

Pozicija	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si
1	68,71	17,05	10,33	2,02	1,69	0,10
2	68,88	17,09	10,34	1,89	1,66	0,14
3	68,68	16,87	10,55	1,93	1,84	0,14



(a)

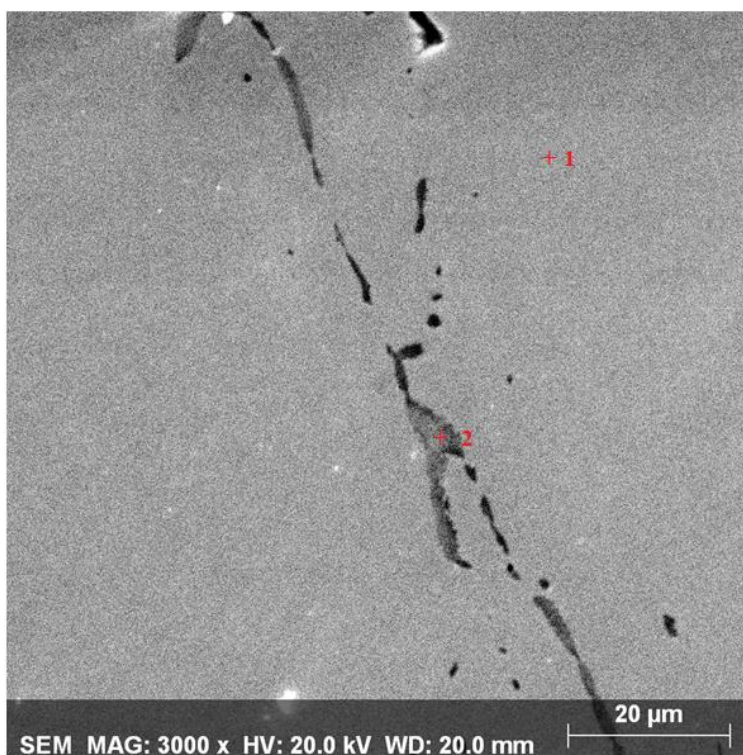


(b)

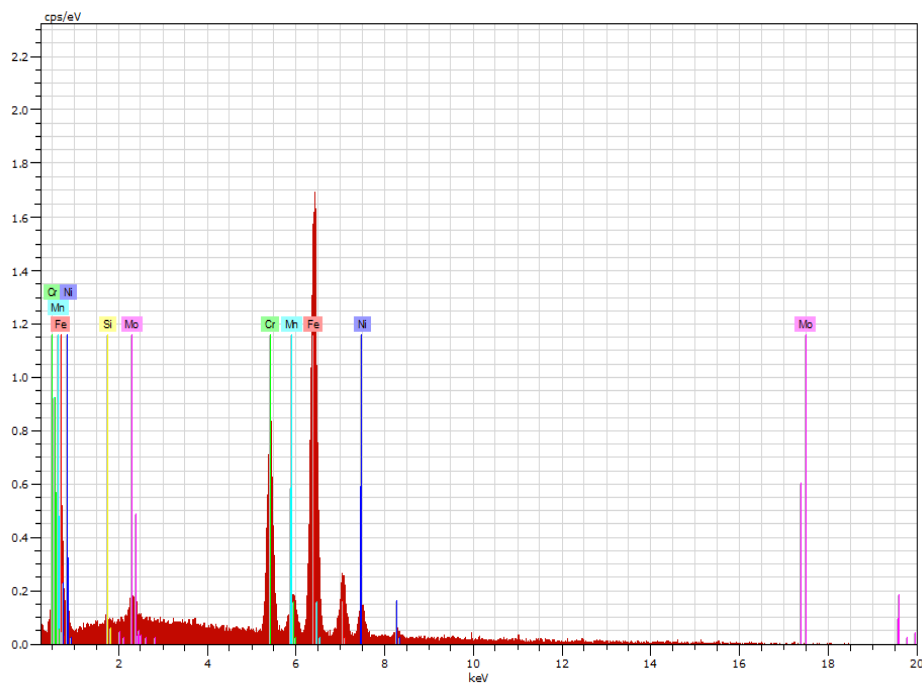
Slika 43. SEM mikrografija (a) i energetsko disperzijski spektar (b) austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza)

Tablica 14. Rezultati EDS analize austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza) pozicije označene na slici 43

Pozicija	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si
1	66,91	16,74	12,05	1,84	2,20	0,26
2	66,14	21,79	6,40	3,51	1,85	0,31
3	68,23	18,04	9,18	1,80	2,52	0,24



(a)

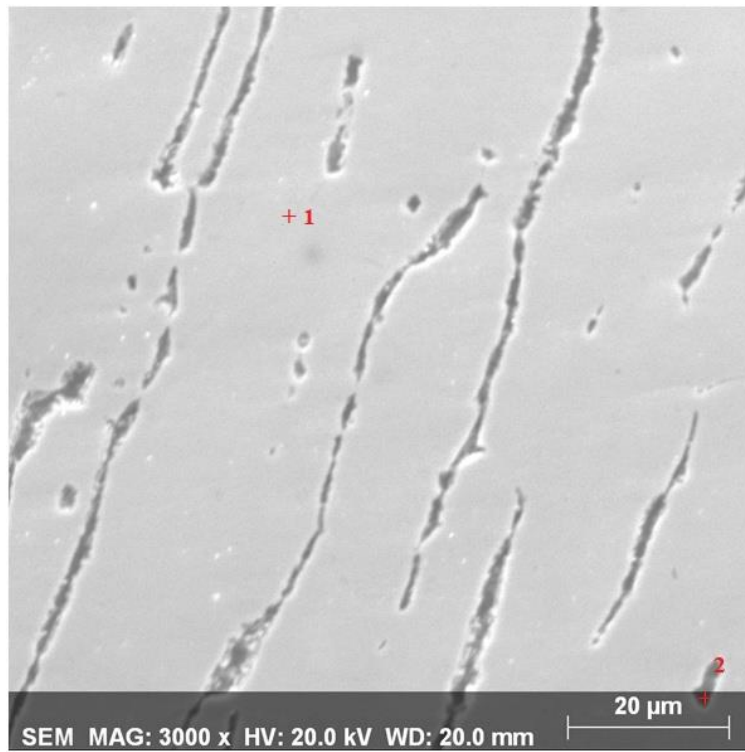


(b)

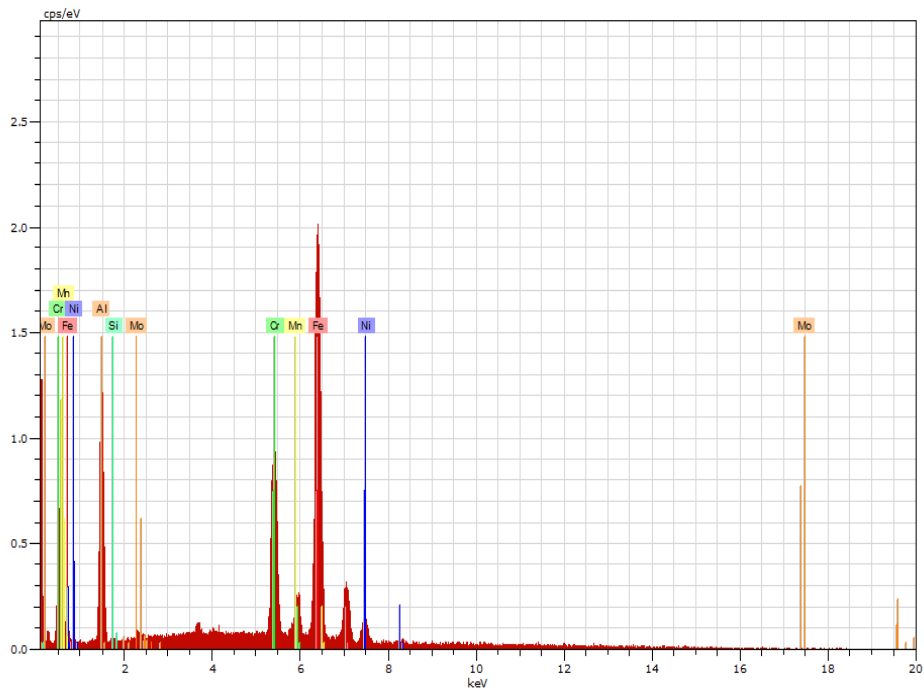
Slika 44. SEM mikrografija (a) i energetsko disperzijski spektar (b) austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza)

Tablica 15. Rezultati EDS analize austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza) pozicije označene na slici 44

Pozicija	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si
1	68,17	15,95	11,87	1,97	1,79	0,25
2	68,00	18,93	8,47	1,77	2,61	0,21



(a)



(b)

Slika. 45. SEM mikrografija (a) i energetsko disperzijski spektar (b) austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza)

Tablica 16. Rezultati EDS analize austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta; nagrizanje u otopini 56g KOH u 100 ml vode (sigma faza) pozicije označene na slici 45

Pozicija	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Al
1	69,03	16,37	11,13	2,42	1,04	0,00	-
2	61,53	18,17	5,89	3,50	0,00	0,00	10,91

Analizom EDS rezultata dobivenih prije žarenja (tablica 13) može se uočiti da sadržaj kroma iznosi 16,87 – 17,05 mas.%, nikla 10,33 – 10,55 mas.%, mangana 1,89 – 2,02 mas.%, molibdena 1,66 – 1,84 mas.% i silicija 0,10 – 0,14 mas.%. Nakon žarenja dolazi do značajnih promjena u kemijskom sastavu (tablice 14 – 16). Tako se može uočiti da na pojedinim pozicijama nekih žarenih uzoraka dolazi do porasta sadržaja kroma što jasno ukazuje na početak transformacije delta ferita u kromom bogatu sigma fazu tj. nakon žarenja sadržaj kroma na pojedinim pozicijama iznosi iznad 20%. Nagrizanjem u otopini 2 potvrđen je nastanak i razvoj sigma faze.

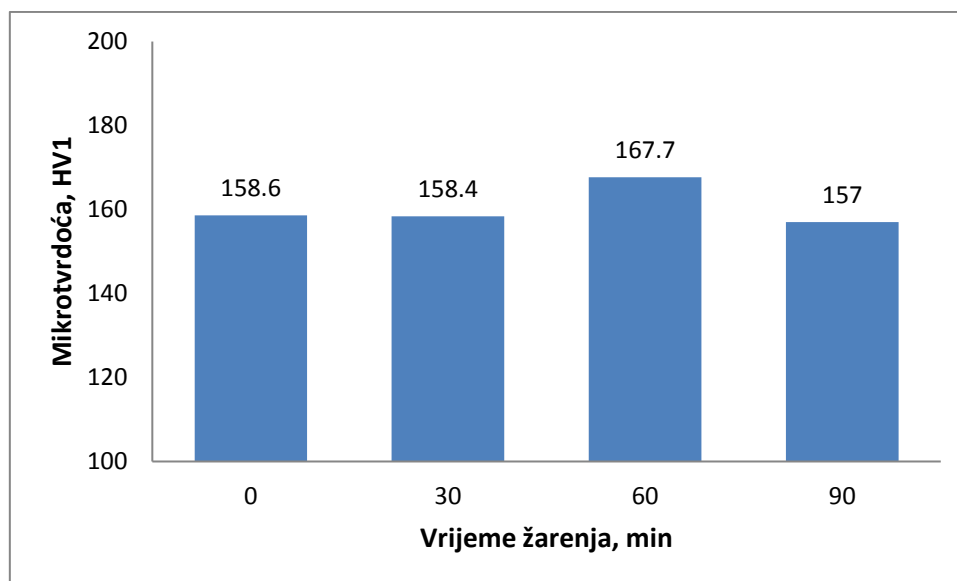
4.2. Utjecaj žarenja na mikrotvrdoću

Rezultati ispitivanja mikrotvrdoće metodom po Vickersu prikazani su u tablici 17. Na slici 46 grafički je prikazan utjecaj žarenja na srednju vrijednost mikrotvrdoće austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L. Iz tablice 17 i slike 46 može se uočiti da su vrijednosti mikrotvrdoće za sve uzorke slične. Prije žarenja mikrotvrdoća je iznosila 158,6 HV1, a nakon žarenja 157,0 – 167,7 HV1. Iz svega navedenog može se zaključiti da žarenje nije značajno utjecalo na mikrotvrdoću.

Tablica 17. Rezultati mjerenja mikrotvrdoće austenitnog nehrđajućeg čelika prije i nakon žarenja, HV1

Oznaka uzorka	Sila/N	Vrijeme/s	Tvrdoća/HV1	Srednja vrijednost
0	9,804	10	155,1	158,6
			153,9	
			166,8	
1	9,804	10	158,3	158,4
			161,4	
			155,5	
2	9,804	10	166,5	167,7
			166,7	
			170,1	
3	9,804	10	154,4	157,0
			162,9	
			153,9	

0 - prije žarenja; 1 – 850°C/30 minuta; 2 – 850°C/60 minuta; 3 – 850°C/90 minuta



Slika 46. Utjecaj vremena žarenja na mikrotvrdoću

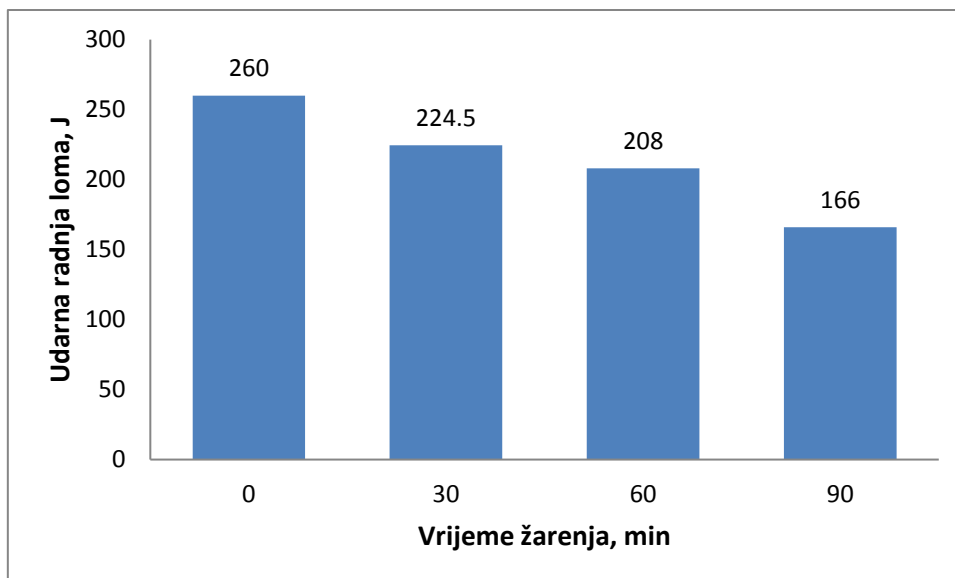
4.3. Utjecaj žarenja na udarnu radnju loma

Vrijednosti udarne radnje loma date su kao srednje vrijednosti za uglavnom tri mjerenja, tablica 18. Na slici 47 prikazane su srednje udarne radnje loma ispitivanog AISI 316L nehrđajućeg čelika prije i nakon žarenja. Detaljnijom analizom vrijednosti udarne radnje loma može se vidjeti da je povećanje vremena žarenja (30 – 90 min) uzrokovalo smanjenje udarne radnje loma. Prije žarenja, vrijednost udarne radnje loma nehrđajućeg čelika AISI 316L iznosila je 260 J. Žareno stanje 850 °C/30 min imalo je udarnu radnju loma 224,5 J, a žareno stanje 850 °C/90 min 166 J. Ovo smanjenje udarne radnje loma može se povezati s mikrostrukturnim promjenama, tj. pojavom i razvojem sigma faze tijekom žarenja.

Tablica 18. Rezultati mjerenja udarne radnje loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije i nakon žarenja, J

Oznaka uzorka	Izmjerena udarna radnja loma, J	Srednja vrijednost udarne radnje loma, J
0	-	260
	250	
	270	
1	-	224,5
	219	
	230	
2	174	208
	218	
	232	
3	118	166
	134	
	246	

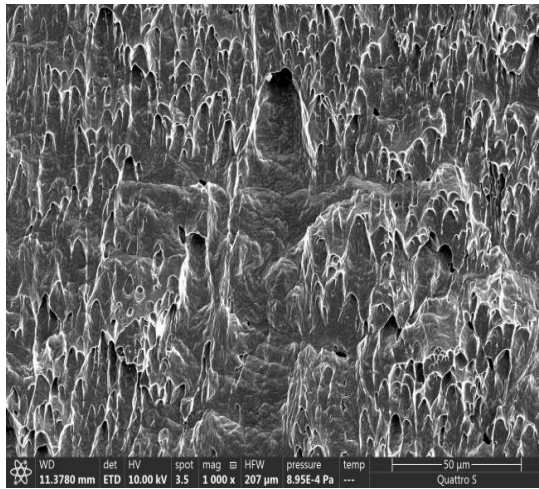
0 - prije žarenja; 1 – 850°C/30 minuta; 2 – 850°C/60 minuta; 3 – 850°C/90 minuta



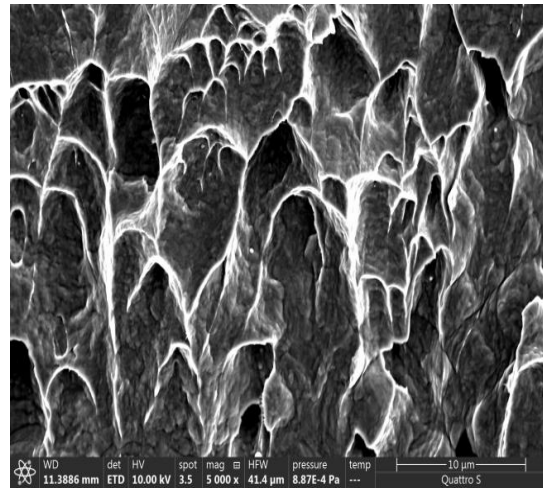
Slika 47. Utjecaj vremena žarenja na udarnu radnju loma

4.4. Fraktografska analiza

Nakon ispitivanja udarne radnje loma provedena je fraktografska analiza nastalih prijelomnih površina. Fraktografska analiza je provedena pomoću pretražnog elektronskog mikroskopa Thermoscientific Quatro S na dvije različite pozicije (sredina i rub) te pri različitim povećanjima (500X, 1000X, 2000X i 5000X). Slikama 48 – 51 prikazane su karakteristične SEM mikrofraktografije prijelomnih površina dobivenih nakon ispitivanja udarne radnje loma istraživanog austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije i nakon žarenja. Detaljnom analizom svih dobivenih mikrofraktografija može se uočiti da se uglavnom radi o duktilnom (jamičastom) prijelomu, što se može povezati i s dobivenim visokim vrijednostima udarne radnje loma. Također, može se uočiti da unutar nastalih jamica postoji nazočnost sferičnih uključaka. Detaljni sastav uočenih sferičnih uključaka dobiven je pomoću EDS analize, slika 52 i tablica 19. Analizom tablice 19 može se zaključiti da sferični uključci na kojima započinje jamičasti prijelom predstavljaju aluminijeve i kalcijeve okside budući da sadrže povišene udjele aluminija (28,96 mas.%), kalcija (10,49 mas.%) i kisika (36,61 mas.%) u odnosu na okolno područje.

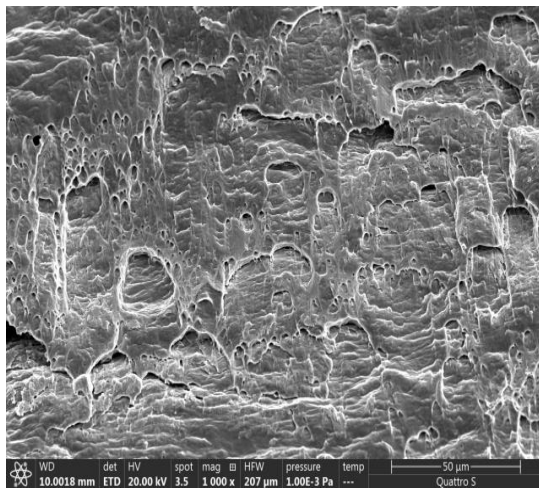


a)

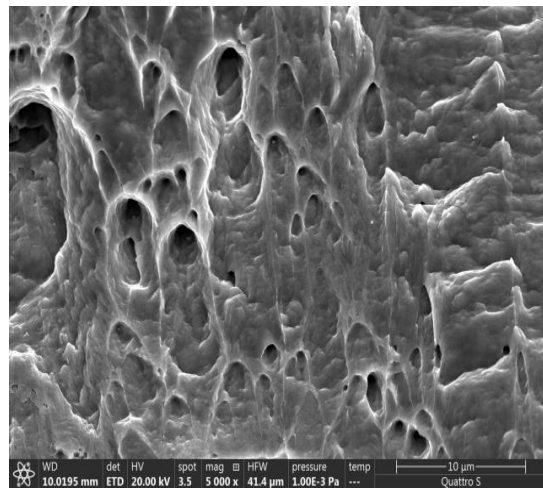


b)

Slika 48. SEM mikrofraktografije prijelomne površine nakon ispitivanja udarne radnje loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L prije žarenja;
a) povećanje 1000X; b) povećanje 5000X

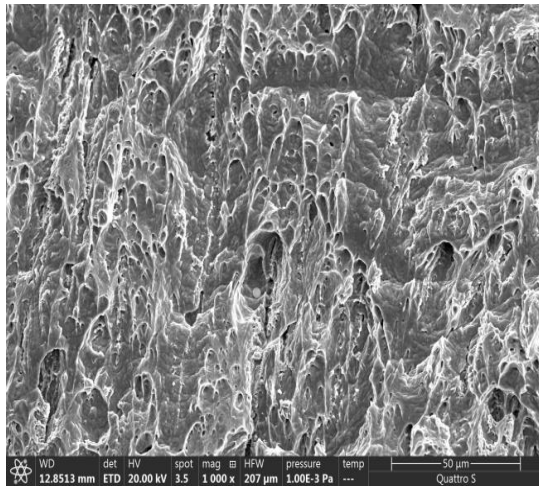


a)

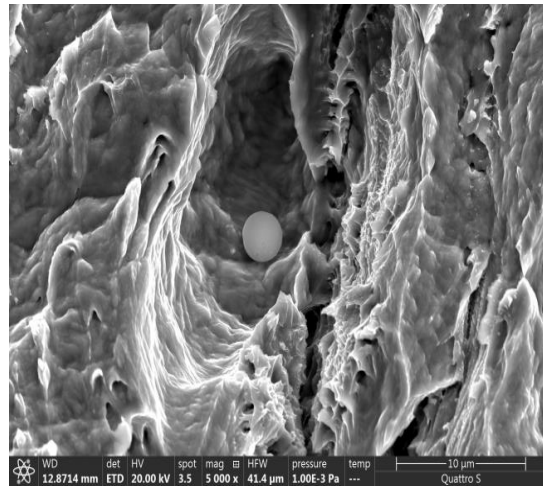


b)

Slika 49. SEM mikrofraktografije prijelomne površine nakon ispitivanja udarne radnje loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/30 minuta;
a) povećanje 1000X; b) povećanje 5000X

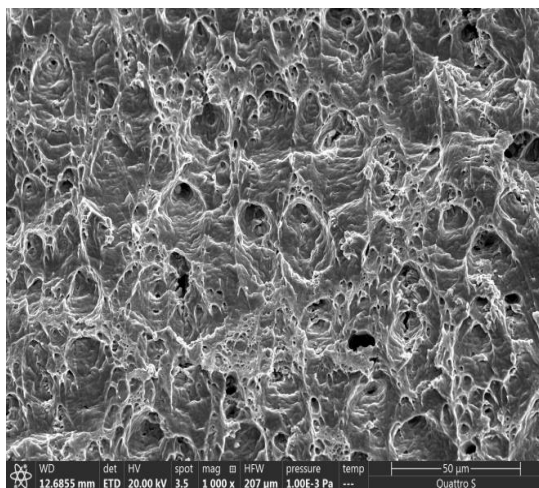


a)

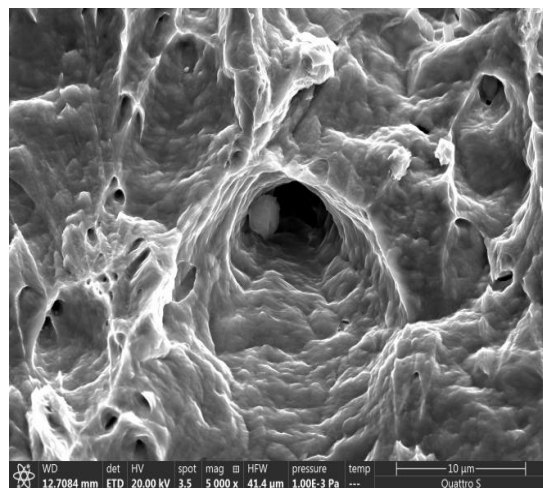


b)

Slika 50. SEM mikrofraktografije prijelomne površine nakon ispitivanja udarne radnje loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta;
a) povećanje 1000X; b) povećanje 5000X

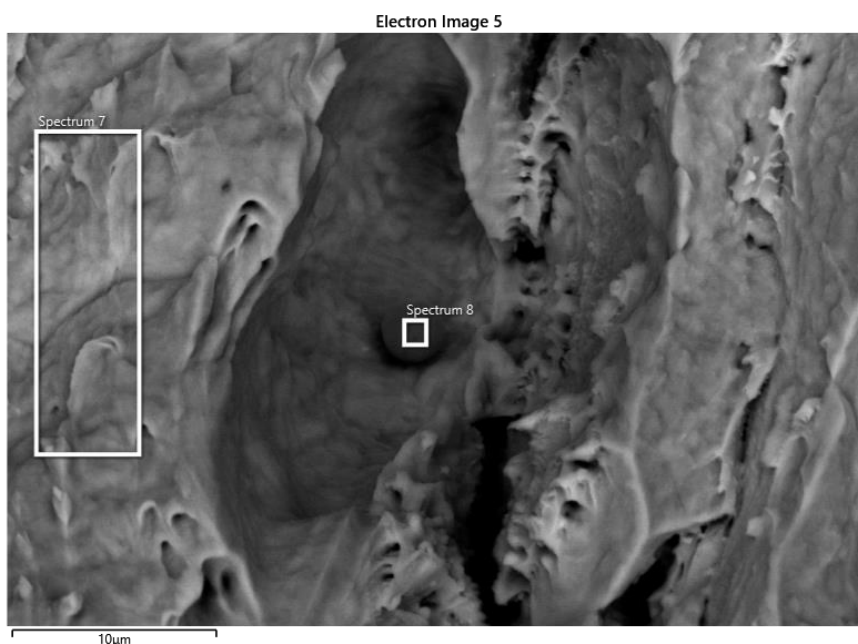


a)



b)

Slika 51. SEM mikrofraktografije prijelomne površine nakon ispitivanja udarne radnje loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/90 minuta;
a) povećanje 1000X; b) povećanje 5000X



Slika 52. SEM mikrofraktografija prijelomne površine nakon ispitivanja udarne radnje loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta s označenim pozicijama za EDS analizu

Tablica 19. Rezultati EDS analize prijelomne površine nakon ispitivanja udarne radnje loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L nakon žarenja 850 °C/60 minuta; pozicije označene na slici 52

Element	Kemijski sastav, mas.%	
	Spectrum 7	Spectrum 8
O	-	36,61
Mg	-	0,64
Al	0,56	28,96
Si	0,45	3,29
Ca	-	10,49
Ti	-	0,49
V	0,08	-
Cr	19,01	4,03
Mn	1,60	1,02
Fe	66,01	10,63
Ni	9,93	1,20
Mo	2,36	2,65
Ukupno	100,00	100,00

5. ZAKLJUČAK

Nakon provedenih ispitivanja utjecaja vremena žarenja (30 – 90 minuta) na temperaturi 850 °C na mikrostrukturu, mikrotvrdoću i udarnu radnju loma austenitnog nehrđajućeg čelika AISI 316L može se zaključiti sljedeće:

- Optičke mikrografije i SEM mikrografije mikrostrukture početnog valjanog stanja potvrdile su prisutnost tipičnih izduženih poligonalnih zrna austenita i manji udio delta ferita u obliku traka.
- Analizom dobivenih mikrografija uočeno je da povećanjem vremena žarenja (30 – 90 minuta) dolazi do smanjenja udjela delta ferita.
- EDS analiza je pokazala sličan sadržaj kroma (16,44 – 16,87 mas.%), nikla (11,19 – 11,82 mas.%), mangana (1,77 – 2,00 mas.%), molibdena (1,77 – 2,24 mas.%) i silicija (0,23 – 0,33 mas.%) za sve pozicije u početnom valjanom stanju.
- Optičke i SEM mikrografije pokazale su prisutnost sigma faze u svim žarenim uzorcima. Prema dobivenim mikrografijama, sadržaj sigma faze raste s povećanjem vremena žarenja.
- EDS analizom uočeno je da na pojedinim pozicijama žarenih uzoraka dolazi do porasta sadržaja kroma što jasno ukazuje na početak transformacije delta ferita u kromom bogatu sigma fazu. Nakon žarenja sadržaj kroma na pojedinim pozicijama iznosio je iznad 20%.
- Žarenje nije značajno utjecalo na mikrotvrdoću. Prije žarenja mikrotvrdoća je iznosila 158,6 HV1, a nakon žarenja 157,0 – 167,7 HV1.
- Povećavanje vremena žarenja uzrokovalo je smanjenje udarne radnje loma. Vrijednost udarne radnje loma u početnom valjanom stanju iznosila je 260 J, dok se nakon 90 minuta zagrijavanja na 850 °C udarna radnja loma smanjila na 166 J. Ovo smanjenje može se povezati s pojavom i razvojem sigma faze tijekom žarenja.
- Analizom svih dobivenih mikrofraktografija uočeno je da se uglavnom radi o duktilnom (jamičastom) prijelomu.
- Unutar nastalih jamica postoji nazočnost sferičnih uključaka na kojima započinje jamičasti prijelom. Navedeni uključci predstavljaju aluminijske i kalcijev okside te sadrže povišene udjele aluminijske (28,96 mas.%), kalcijev (10,49 mas.%) i kisika (36,61 mas.%).

6. LITERATURA

1. N.R. Baddoo, Stainless steel in construction: A review of resarch, applications, challenges and opportunities, Journal of Constructional Steel Research **64** (2008), 1199 – 1206.
2. Nehrđajući čelik kao temelj današnje industrije, dostupno na: <http://www.lasering.hr/blog/nehrdajuci-celik-temelj-danasnje-industrije/> (12.6.2019.)
3. Serto-Bel, Općenito o nehrđajućem čeliku, dostupno na: <http://www.serto-bel.hr/inoxopcenito/> (12.6.2019.)
4. J. C. Lippold, D. J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, John Wiley & Sons, New Jersey, 2005.
5. British stainless steel association, Making the most of stainless steel, dostupno na: http://www.bssa.org.uk/about_stainless_steel.php?id=31 (20.3.2019.)
6. S. Kožuh, Utjecaj toplinske obrade na svojstva i mikrostrukturu zavarenog austenitnog nehrđajućeg čelika, Doktorski rad, Sveučilište u Zagrebu, Metalurški fakultet, Sisak, 2008.
7. ASM International, Chapter 1: Introduction to stainless steels, dostupno na: www.asminternational.org (20.3.2019.)
8. Z. Begum, A. Poonguzhali, R. Basu, C. Sudha, H. Shaikh, R.V. Subba Rao, A. Patil, R.K. Dayal, Studies of the tensile and corrosion fatigue bahaviour of austenitic stainless steels, Corrosion Science **53** (2011), 1424 – 1432.
9. M. Gojić, Tehnike spajanja i razdvajanja materijala, Metalurški fakultet, Sveučilište u Zagrebu, Sisak, 2003.
10. The Atlas Steels Technical Handbook of Stainless Steels, Atlas Steels Technical Department, August 2013., dostupno na: <http://www.atlassteels.com.au/documents/Atlas%20Technical%20Handbook%20rev%20Aug%202013.pdf> (21.3.2019.)
11. T. Čurić, Utjecaj postupka aditivne proizvodnje električnim lukom i žicom (WAAM) na korozijsku otpornost dupleks čelika, Diplomski rad, Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2018.
12. N. Sonički, Tehnički materijali, Veleučilište u Karlovcu, Karlovac, 2013.
13. J. Kranželić, Napetosna korozija zavarenih spojeva visokolegiranih Cr – Ni čelika, Diplomski rad, Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2017.
14. Handbook of Stainless Steel, Outokumpu Oyj, Sweden, 2013., dostupno na: [file:///C:/Users/admin/Downloads/outokumpu-stainless-steel-handbook%20\(1\).pdf](file:///C:/Users/admin/Downloads/outokumpu-stainless-steel-handbook%20(1).pdf) (21.3.2019.)
15. G.V. Voort: Microstructure of ferrous alloys, Vac Aero International Inc., 2011., dostupno na: <https://vacaero.com/information-resources/metallography-with-george-vander-voort/894-microstructure-of-ferrous-alloys.html> (20.03.2019.)
16. M. Barišić, Svojstva nehrđajućih čelika, Završni rad, Veleučilište u Karlovcu, Karlovac, 2015.

17. A.D. Warren, I.J. Griffiths, R.L. Harniman, P.E.J. Flewit, T.B. Scott, The role of ferrite in Type 316H austenitic stainless steels on the susceptibility to creep cavitation, *Materials Science & Engineering A* **635** (2015), 59 – 69.
18. J. V. S. Matias, S. S. M. Tavares, J. M. Pardal, R. S. de A. Ribeiro, Embrittlement and corrosion decay of a cast duplex stainless steel, *Materials Research* **20**, (2017) 2, 279 – 283.
19. Martensitic Stainless Steel, dostupno na:
<http://seankingstons.blogspot.com/2010/04/martensitic-stainless-steel.html> (12.6.2019.)
20. I. Juraga, V. Šimunović, I. Stojanović, Zavarivanje Cr – Ni čelika, korozivna postojanost, rukovanje, Zbornik 4. Seminar Čelici otporni na koroziju (nehrđajući čelici), DTZI, Pula, 24.5.2017., 1-14 dostupno na:
<http://www.dtzi.hr/upload/pdf/4.%20SEMINAR/1.%20RAD.pdf> (12.6.2019.)
21. D. Pongrac, Utjecaj aktivacijskog premaza na mehanička i korozivna svojstva zavarenog spoja, Diplomski rad, Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2015.
22. S. Kožuh, Specijalni čelici, recenzirani nastavni materijal, Sveučilište u Zagrebu, Metalurški fakultet, Sisak 2010., dostupno na:
[file:///C:/Users/admin/Downloads/Specijalni%20celici-skripta%20\(1\).pdf](file:///C:/Users/admin/Downloads/Specijalni%20celici-skripta%20(1).pdf) (12.6.2019.)
23. T. Filetin, F. Kovačićek, J. Indof, Svojstva i primjena materijala, Fakultet strojarstva i brodogradnje Sveučilišta u Zagrebu, Zagreb, 2002.
24. Što je to nehrđajući čelik, Vrste, karakteristike i primjena u ugostiteljstvu, dostupno na:
http://www.konimb.hr/blog/sto_je_inox.html (22.3.2019.)
25. <http://www.strojopromet.com/inox/> (22.3.2019)
26. 316L Stainless steel sheet, dostupno na: <http://www.lsdasteel.com/316l-stainless-steel-sheet-15577314014141352.html> (16.6.2019.)
27. Difference between AISI 314 stainless steel and AISI 316L stainless steel, dostupno na:
<https://www.frabo.com/eng/media-center/focus-on/difference-between-aisi-316-stainless-steel-and-aisi-316l-stainless-steel> (16.6.2019.)
28. Austenitni nehrđajući čelici, dostupno na:
https://www.fsb.unizg.hr/usb_frontend/files/1354629739-0-ssnc_7i8_pred_tekst.pdf
(22.3.2019.)
29. K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, Recent developments in stainless steels, *Materials Science and Engineering R* **65** (2009), 39 – 104.
30. Design manual for structural stainless steel, Nickel development institute, Euro Inox, 1994., dostupno na: <http://www.steel-stainless.org/media/1036/english.pdf> (12.6.2019)
31. T. Kostadin, Čelici i željezni ljevovi, Materijali II, Veleučilište u Karlovcu, Karlovac, 2017.
32. M. Stupnišek, F. Cajner, Osnove toplinske obrade metala, Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2001.

33. Pierre – Jean Cunat, Alloying elements in stainless steel and other chromium – containing alloys, dostupno na:
<https://www.bssa.org.uk/cms/File/Euro%20Inox%20Publications/Alloying%20Elements.pdf>
(23.6.2019.)
34. R.K. Desu, H.N.Krishnamurthy, A.Balu, A.K. Gupta, S.K. Singh, Mechanical properties of austenitic stainless steel 304L and 316L at elevated temperatures, Journal of Materials Research and Technology **5** (2016)1, 13 – 20.
35. I. Slaćanin, Doprinos dubokog hlađenja poboljšanju svojstava visokolegiranih alatnih čelika za hladni rad, Završni rad, Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2016.
36. I. Gabrić, S. Šitić, Materijali II, Sveučilište u Splitu, Sveučilišni odjel za stručne studije, Split, 2015.
37. I. Slade, Obrada materijala II – 2. dio, I. tehnička škola Tesla, Zagreb, 2018.
38. J. Orešković, Ispitivanje utjecaja pomoćnih tvari na fizičku stabilnost suspenzije posakonazola, Diplomski rad, Sveučilište u Zagrebu, Farmaceutsko-biokemijski fakultet, Zagreb, 2015.
39. L. Šimeg, Primjena elektronske mikroskopije u karakterizaciji prirodnih materijala, Završni rad, Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb, 2014.
40. I. Kladarić, Materijali 1, Mehanička svojstva materijala, dostupno na:
<http://brod.sfsb.hr/~ikladar/Materijali%20I/Ispitivanje%20tvrdoce.pdf> (23.6.2019.)
41. S. Kožuh, K. Pavičić, I. Ivanić, M. Bizjak, M. Gojić, The effect of annealing time on microstructure and impact energy of stainless steel AISI 316L, Proceedings of 18th International Foundrymen Conference „Coexistence of material science and sustainable technology in economic growth“, University of Zagreb Faculty of Metallurgy, Sisak, May 15 – 17 2019., 275 – 287.

ŽIVOTOPIS

OSOBNİ PODACI:

Ime i prezime: Katarina Pavičić

Datum i mjesto rođenja: 07. siječanj 1994., Sisak

Adresa: Ulica Braće Bobetka 12 A, 44000 Sisak

Telefon: 099/693 4393

E-mail: katarina_pavicic@hotmail.com.

OBRAZOVANJE:

2000. – 2008. Osnovna škola „Braće Bobetka“ Sisak

2008. – 2012. Tehnička škola Sisak, ekološki tehničar

2012. – 2017. Metalurški fakultet Sisak, preddiplomski sveučilišni studij Metalurgija, smjer Industrijska ekologija

2017. – 2019. Metalurški fakultet Sisak, diplomski sveučilišni studij Metalurgija, smjer Industrijska ekologija

OSOBNİ VJEŠTINE:

Poznavanje i vladanje radom na računalu

Strani jezik: Engleski

Vozački ispit – B kategorija