

Zamenjava niklja z manganom v 9% nikljevem jeklu

Raziskana je možnost zamenjave niklja z manganom v 9% nikljevem jeklu za nizke temperature. Podani so rezultati mehanskih preizkusov in žilavosti pri navadni in nizkih temperaturah v odvisnosti od termične obdelave eksperimentalnih talin, kjer je bilo 2, 4 in 6% niklja zamenjanega z ekvivalentno količino mangana. Strukturne spremembe pri popuščanju so bile zasledovane z dilatometrijskimi preizkusi.

UVOD

Konstrukcije, izdelane iz malo ogljičnega jekla z 9% niklja (v nadaljnjem 9% Ni jeklo), so zlasti za shranjevanje in transport nekaterih utekočinjenih plinov z nizkimi kritičnimi temperaturami namenjeni rezervoarji in cisterne, predvsem za prekomorski prevoz utekočinjenega zemeljskega plina. V primerjavi z drugimi kovinskimi gradivi, ki se navadno uporabljajo za zelo nizke temperature, se odlikuje 9% Ni jeklo najprej po odlični žilavosti, katero ohrani celo pod temperaturo tekočega dušika, razen tega pa ima tudi primerno visoko mejo plastičnosti in trdnosti. Zlasti pa je ugodno, da se da 9% Ni jeklo variti brez posebnih ukrepov neposredno na gradbiščih, zaradi česar je mogoče realizirati dimenzijsko vedno večje objekte. 1

9% Ni jeklo uporabljamo v poboljšanem stanju. Kalimo ga lahko v vodi, olju ali celo na zraku. V zadnjem primeru normaliziramo dvakrat po predpisih (900° 1 h/zrak + 790° 30 min./zrak), da bi tako dosegli homogenost in drobnost kalilne strukture. Popuščamo nekaj ur v temperaturnem intervalu med 540 in 580° C.

Prav od temperature popuščanja so močno odvisne mehanske lastnosti in žilavost pri nizkih temperaturah. Nizke vrednosti žilavosti pri temperaturah popuščanja med 350 in 500° C je prisoditi izločanju karbidov pri popuščanju martenzitne strukture. Prelom je interkristalen. Pri temperaturah popuščanja nad 500° C se nam začne žilavost nepričakovano zelo izboljševati. Maksimalne žilavosti dobimo pri temperaturah popuščanja med 560 in 580° C, prelom preizkušancev pa je še popolnoma žilav. Pri višjih temperaturah popuščeno jeklo kaže znova znake krhkosti s transkristalnim lomom. Pri optimalni žilavosti so vrednosti meje plastičnosti in trdnosti najnižje, vendar še vedno zelo ugodne t. j. okrog 60 kp/mm² za mejo plastičnosti in nad 70 kp/mm² za trdnost, tako da pri ohladitvi na nizke delovne temperature nastale

termične napetosti ne povzročijo še nobenih plastičnih deformacij v konstrukciji.

Izvrstno žilavost pri nizkih temperaturah povežemo s pojavom, da dobimo pri popuščanju 9% Ni jekla v omenjenem temperaturnem intervalu že delno avstenit, ki tudi po ohladitvi ostane nespremenjen v strukturi. To je vsekakor strukturna posebnost, saj so omenjene temperature precej nižje od temperature konvencionalno določene točke Ac₁.

V strukturi nastopa avstenit v obliki prav majhnih otočkov, katere je možno opaziti le z elektronskim mikroskopom. Količina nastalega avstenita je odvisna od temperature in časa popuščanja, pri čemer se spreminja hkrati tudi njegova stabilnost. Maksimalne žilavosti pri nizkih temperaturah dobimo takrat, ko nastane pri popuščanju med 15 in 20% avstenita, ki ostane pri ohladitvi do temperature tekočega dušika stabilen.

Pri temperaturah popuščanja nad 580° C nastaja avstenit zelo hitro in v večjem obsegu, je pa manj stabilen in se zato pri ohlajanju do navadne ali nizke temperature že delno ali v celoti spremeni v martenzit, hkrati pa se poslabša predvsem žilavost.

Navzočnost stabilnega avstenita je torej pomembna, da obdrži jeklo visoko žilavost pri nizkih temperaturah, vendar razlage tega pojava še niso enotne. Tudi neposrednega razmerja med količino avstenita in žilavostjo ni mogoče najti, čeprav sta vsekakor vzročno povezana.

Pri nadaljevanju naših raziskav nas je zanimala možnost zamenjave niklja v 9% Ni jeklu z manganom.

Enako kot Ni je Mn gamagen element. Zato bi v jeklih, v katerih bi bil del niklja zamenjan z manganom, morali nastopati med popuščanjem podobni strukturni pojavi, t. j. predčasno nastajanje avstenitne faze. Podobno kot Brophy in Miller za 9% nikljevo jeklo sta Bailey in Harris ugotovila za jeklo Mn-Ni-Mo (3,5 Mn, 2,5 Ni in 0,5 Mo), da zares nastaja avstenit pri popuščanju pod konvencionalno točko Ac₁. Poznejših podobnih raziskav o jeklih Mn-Ni v literaturi nismo zasledili, zato smo hoteli ugotoviti, v kolikšni meri so si podobni strukturni pojavi, kadar zamenjamo del niklja v 9% Ni jeklu z Mn, in kakšne so mehanske lastnosti teh po sestavi spremenjenih jekel, predvsem žilavost pri nizkih temperaturah.

Rezultati bi nam dali odgovor, ali je zamenjava niklja z manganom v 9% Ni jeklu možna in enako-

vredna. Razen tega pa bi dobili vsekakor nekatere izhodiščne ugotovitve za nadaljnje raziskave in pojasnitve, tako o vlogi avstenita v strukturi, kot o vplivu niklja samega na žilavost pri nizkih temperaturah.

Prva osnovna raziskava naše naloge je bila primerjava nekaterih mehanskih lastnosti med talinami, v katerih je različni odstotek Ni zamenjan z manganom, v odvisnosti od temperature popuščanja. Te preizkuse dopolnjuje istočasno zasledovanje nastajanja avstenita med popuščanjem z dilatometrijskimi in drugimi metodami.

MATERIAL ZA PREIZKUSE

Sestava in izdelava eksperimentalnih talin

Za namene preiskave smo predvideli izdelavo več eksperimentalnih talin. Osnovna talina naj bi imela okvirno sestavo 0,08 % C, 9 % Ni in 0,5 % Mn. Pri naslednjih talinah pa bi nadomeščali postopoma 2, 4 in končno 6 % Ni z ekvivalentno količino Mn. Določili bi jo tako, da bi pri zamenjavi Ni z Mn obdržali enako temperaturo martenzitne točke M_s .

Iz Kaufmanove enačbe za izračunavanje martenzitne točke na osnovi kemične sestave jekla:

$$M_s (^\circ\text{C}) = 561 - 474\text{C} - 33\text{Mn} - 17\text{Ni} - 17\text{Cr} - 21\text{Mo}$$

sledi da je 1 % Ni ekvivalenten 0,5 % Mn.

Taline smo izdelali v 20 kg visokofrekvenčni peči na Metalurškem inštitutu, in sicer na zraku; pomirjene so bile z Al v prebitku.

Predvideno in resnično kemično sestavo izdelanih talin prikazuje tabela 1.

Tabela 1 — Kemična sestava eksperimentalnih talin

Oznaka taline	Predvidena sestava	C	Resnična sestava %				
			Si	Mn	Ni	Al _{kisl.}	Al _{net.}
A	9 Ni - 0,5 Mn	0,10	0,39	0,30	8,94	0,045	0,005
B	7 Ni - 1,5 Mn	0,056	0,13	1,50	7,18	0,006	0,002
C	5 Ni - 2,5 Mn	0,086	0,15	2,22	5,08	Σ Al > 0,10	
D	3 Ni - 3,5 Mn	0,048	0,15	3,80	3,05	0,003	0,002

V pogledu vsebnosti Ni in Mn so taline sorazmerno dobro zadete, čeprav v vseh primerih odgor mangana ni bil procentualno enako velik. Taline izkazujejo majhno razliko v Si in Al. Pri talini C smo po raztalitvi vzeli vzorec za analizo na Mn. Med čakanjem na rezultat je bila talina večkrat dezoksidirana z Al, tako da je končna vsebnost Al narasla celo nad 0,1 %.

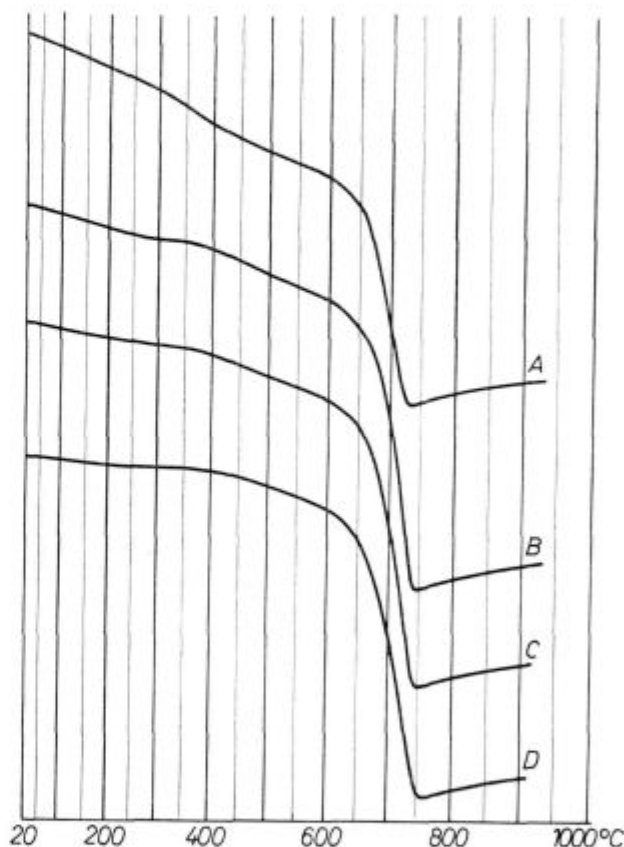
Popolnejša analiza na oligoelemente nam pokaže, da je vsebnost S pod 0,025 %, P pod 0,015 % in Cr pod 0,05 %. Vsebnost Cu se giblje med 0,20 do maks. 0,23 %.

Ingoti so bili vroče valjani v ploščati profil 12 × 70 mm. Vsi ingoti so se dali valjati brez težav.

Iz zvaljanega ploščatega profila so bili izrezani v vzdolžni smeri surovi vzorci za vse vrste preizkusov. Sele po opravljeni termični obdelavi na teh vzorcih so bili izdelani natezni, žilavostni in drugi preizkušanci v končni obliki, ki je predpisana za te preizkuse. Surovi vzorci za žilavostne poizkuse so bili tako označeni, da je bilo pozneje pri dodelavi na mero, možno izdelati zarezo brez pomote vedno v smeri debeline ploščatega profila.

Termična obdelava

Premenske točke talin A, B, C in D so bile določene po dilatometrijskih krivuljah, posnetih s Chevernardovim dilatometrom po diferenčni metodi. Hitrost ogrevanja je znašala 300°/h do 925° C. Na sliki 1 prikazane krivulje kažejo za vse taline podobne značilnosti. Začetek avstenitizacije ni izrazil pri nobeni talini, zato je težko ugotoviti vpliv zamenjave niklja z manganom na začetek tvorbe avstenita. Izkaže se pa, da se konec premene premakne k višjim temperaturam, čim več niklja je zamenjanega z Mn.



Slika 1
Diferencialne dilatometrijske krivulje za določitev premenskih točk

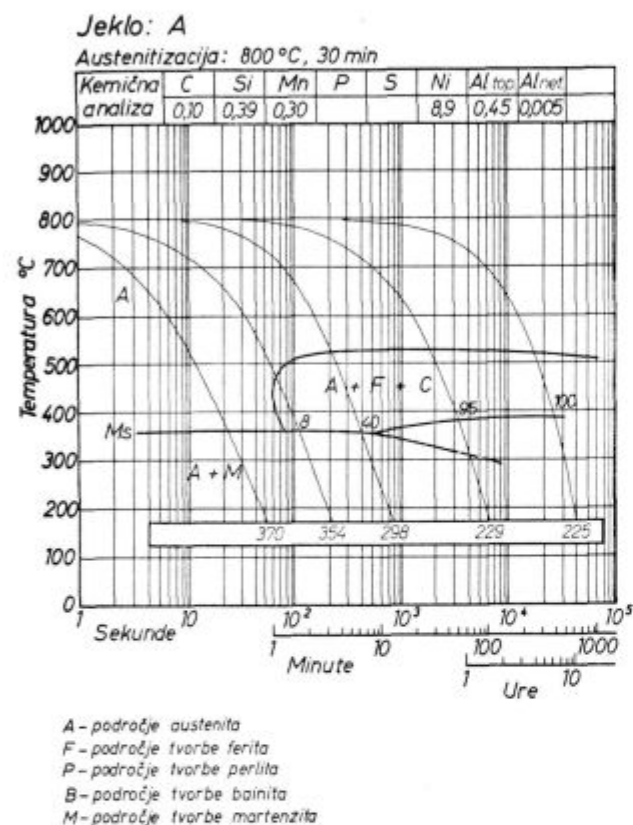
Povečanje hitrosti ogrevanja vpliva na histerezo premenskih točk pri segrevanju, vendar so bile točke A_c3 vseh talin še vedno pod 800° C.

Iz gornjih ugotovitev smo povzeli, da lahko vzamemo za termično obdelavo vseh talin enotno temperaturo avstenitizacije 800° C.

Diagrami TTT za kontinuirno ohlajanje nam dajejo praktične podatke za termično obdelavo jekel, hkrati pa so primerni za medsebojno primerjavo kaljivosti jekel.

Za vse naše taline so bili izdelani kontinuirni diagrami TTT na osnovi dilatometrskih preizkusov: za velike hitrosti ohlajanja so bili ti izvršeni na Wever-Rosejevem dilatometru, za manjše hitrosti pa na Chevenardovem dilatometru.

Avstenitizacija 30 min. pri 800°C. Diagrami za taline A, B, C in D so prikazani na slikah 2 a, b, c in d.

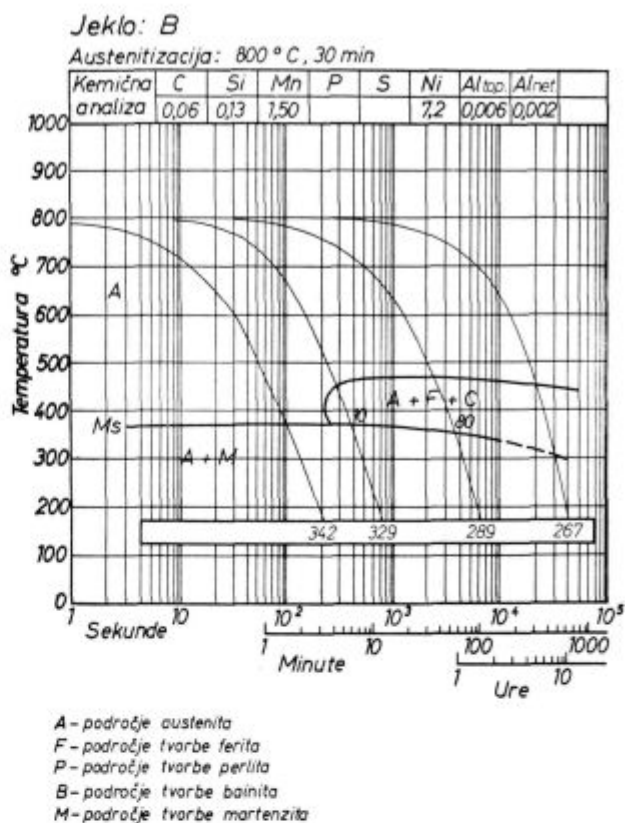


Slika 2
Diagrami TTT za kontinuirno ohlajanje

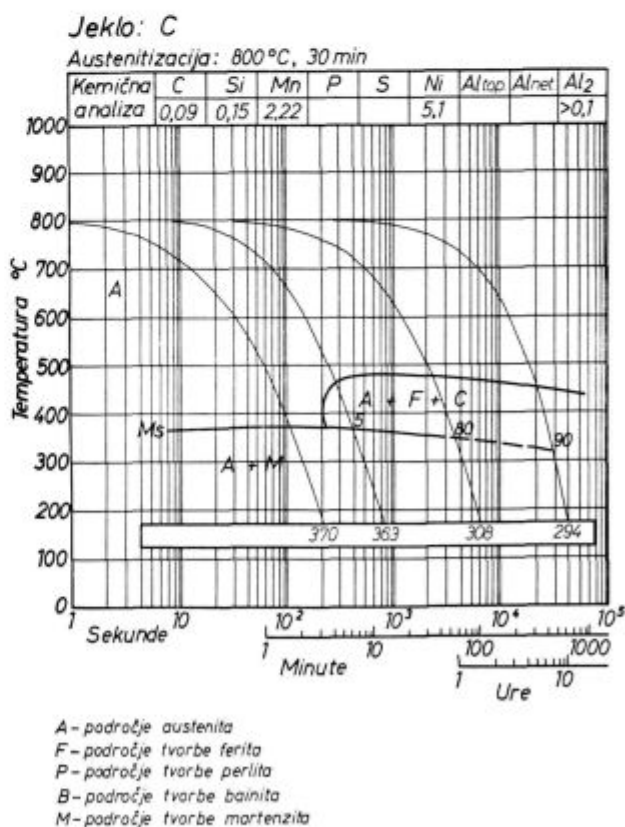
a) talina A: 9,0 % Ni, 0,3 % Mn

Diagram TTT taline A (9 % Ni, 0,3 % Mn) se razlikuje od znanega diagrama za 9 % Ni jeklo, izdelanega pri IRSIDU (N9) v tem, da ima slabšo prekalilnost in je zato bainitsko področje pomaknjeno bolj proti levi, proti večjim hitrostim ohlajanja. Vendar imamo pri ohladitvi preizkušanca v Wever-Rosejevem dilatometru na zraku že skoraj popolnoma martenzitno strukturo. Po počasnih ohlajanjih opazimo pri tej talini tudi znatno večji padec trdote.

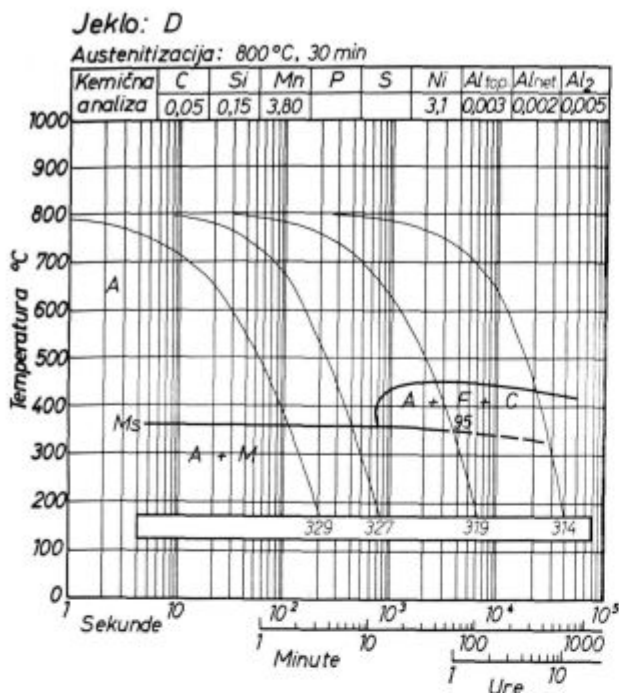
Taline, v katerih je nikelj zamenjan z ekvivalentno količino Mn (B, C in D) imajo zelo podobne diagrame TTT kot omenjeni IRSIDov diagram za 9 % Ni jeklo (N9).



b) talina B: 7,2 % Ni, 1,5 % Mn



c) talina C: 5,1 % Ni, 2,2 % Mn



d) talina D: 3,1 % Ni, 3,8 % Mn

Da bi izhajali iz čim bolj enakovrednih kalilnih struktur smo se odločili, da enotno ohlajamo preizkušance vseh talin po avstenitizaciji v vodi.

Preizkušanci so bili segreti na temperaturo avstenitizacije 800°C v solni kopeli. Čas držanja pri tej temperaturi je bil 1 ura. Sledilo je kaljenje v vodi.

Temperature popuščenja so bile med 200 in 650°C. Po popuščenju so bili vedno vsi preizkušanci ohlajeni v vodi. Razen tega smo se dosledno držali načela, da je treba popuščati preizkušance iz vseh preiskovanih talin pri enaki temperaturi vedno istočasno, ker dobimo le tako enake pogoje za primerjavo lastnosti med posameznimi talinami. To je zlasti pomembno, če so ti odvisni od količine med popuščenjem nastalega avstenita.

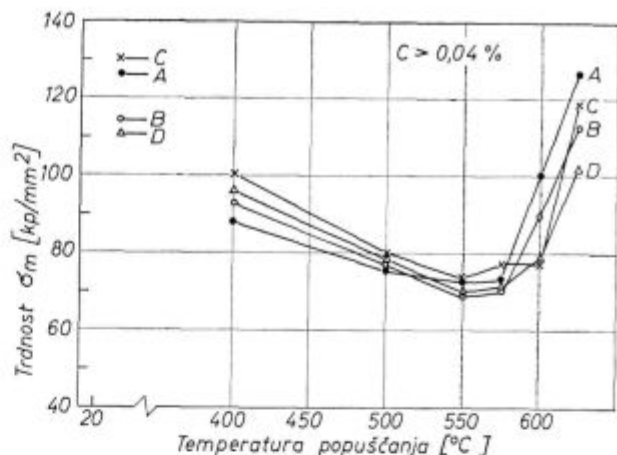
REZULTATI MEHANSKIH PREIZKUSOV

Natezni preizkusi

Temperature popuščenja natezних preizkušancev so bile med 400 in 625°C, čas popuščenja 4 h.

Rezultati natezних preizkusov so navedeni v diafragično na sliki 3.

Trdnost v kaljenem stanju je za talini A in C nekoliko večja kot za talini B in D, kar je razumljivo zaradi vsebnosti ogljika na zgornji meji. S temperaturo popuščenja se trdnost zmanjšuje, minimalne vrednosti, ki so med 70 in 75 kp/mm², pa dobimo za vse taline pri popuščenju med 550



Slika 3
Vpliv temperature popuščenja na natezno trdnost eksperimentalnih talin

in 575°C. Pri višjih temperaturah se trdnost spet naglo povečuje. Pri talinah A in B dosežemo po popuščenju na 625°C že enake vrednosti kot v kaljenem stanju, medtem ko imata talini C in D, torej z večjim % zamenjanega niklja, nekoliko manjše vrednosti. Pri teh dveh talinah se namreč področje minimuma trdnosti razteguje še na temperaturo popuščenja 600°C.

Znano zakonitost kažejo tudi meje plastičnosti. Mejo plastičnosti je bilo mogoče določiti le pri preizkušancih, popuščenih med 400 in 575°C, ker se je takrat pokazala kot naravna meja. Preizkušanci v kaljenem stanju in popuščeni pri 625°C ter nekateri pri 600°C niso pokazali naravne meje plastičnosti.

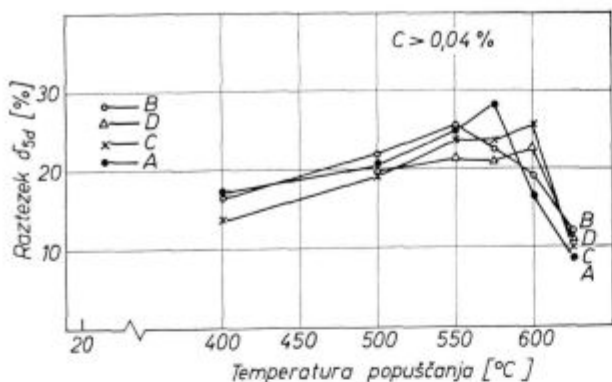
V tabeli 2 navajamo meje plastičnosti, katere dobimo s popuščenjem pri temperaturah 550, 575 in 600°C.

Tabela 2 — Meje plastičnosti po popuščenju

Oznaka taline	Predvidena sestava	Meja plastičnosti σ_p , kp/mm ²		
		550° 4 ^p	575° 4 ^p	600° 4 ^p
A	9 Ni - 0,3 Mn	64,2	60,0	—
B	7 Ni - 1,5 Mn	62,4	65,5	—
C	5 Ni - 2,5 Mn	66,4	—	70,2
D	3 Ni - 3,5 Mn	63,0	65,6	61,6

Raztezek δ_5 (slika 4) kaže za vse taline podobno zakonitost v odvisnosti od temperature popuščenja, vendar v nasprotnem smislu kot pri natezni trdnosti. Po popuščenju pri 575°C so maksimalni raztezki okrog 25%. Tudi tu imata talini C in D po popuščenju pri temperaturi 600°C še vedno velike raztezke.

Za eksperimentalne taline je možno reči, da zamenjava niklja z manganom ne vpliva na meje plastičnosti, natezne trdnosti in raztezke. Pri vseh teh talinah dobimo, kot pri normalnem 9% Ni



Slika 4

Vpliv temperature popuščenja na raztezek eksperimentalnih talin

jeklu, minimalne trdnosti ter maksimalne raztezke v intervalu popuščenja med 550 in 575°C. Razlike mehanskih vrednosti med posameznimi talinami so zelo majhne in ne dovoljujejo sklepanja o karšnem koli vplivu zamenjave.

Pri talinah, v katerih je več niklja nadomeščena z manganom, dobimo premik področja minimuma trdnosti in maksimuma raztezka k nekoliko višjim temperaturam popuščenja (600°C).

Minimum trdnosti in meje plastičnosti dobimo v 9% Ni jeklu prav pri popuščenju med 550 in 580°C, torej ko nastane maksimalna količina stabilnega avstenita. Vsaka delna ali celotna premena avstenita v martenzit povzroči spremembo mehanskih lastnosti. Trdnost talin A in B pri temperaturi popuščenja 600°C se poveča zato, ker se nastali avstenit spremeni pri ohladitvi do navadne temperature. V talinah C in D pa je avstenit še stabilen po ohladitvi do navadne temperature in se spremeni v martenzit šele po ohladitvi v tekočem dušiku, trdnost pa naraste za skoraj 20 kp/mm². Po tem sklepamo, da je avstenit, ki je nastal pod enakimi pogoji popuščenja v talinah C in D, stabilnejši.

Rezultati mehanskih preizkusov v odvisnosti od temperature popuščenja kažejo enako zakonitost, kakršno poznamo pri normalnem 9% Ni jeklu iz literature in prejšnjih lastnih preiskav; zato smemo vzeti, da so mehanske lastnosti tudi v talinah, v katerih zamenjuje del niklja mangan, odvisne od količine in stabilnosti med popuščenjem nastalega avstenita.

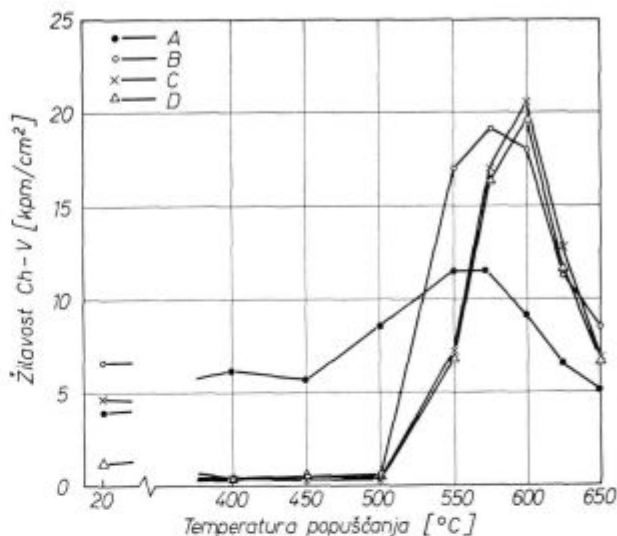
Preizkusi žilavosti

Surovi preizkušanci, obdelani na dimenzijo 10,5 × 10, 5 × 55 so bili popuščeni pri temperaturah 200, 300, 400, 450, 500 ter od 550 do 650°C v intervalu po 25°C. Popuščenje je trajalo 6 ur. Ohlajanje po popuščenju v vodi; nekateri preizkušanci, popuščeni pri 575°C in čez, pa so bili še 20 minut dodatno ohlajeni v tekočem dušiku (dodatna oznaka N₂ liq).

Po termični obdelavi in dodelavi so vsi preizkušanci imeli zarezo Ch-V v smeri debeline ploščatega profila, iz katerega so bili vzeti.

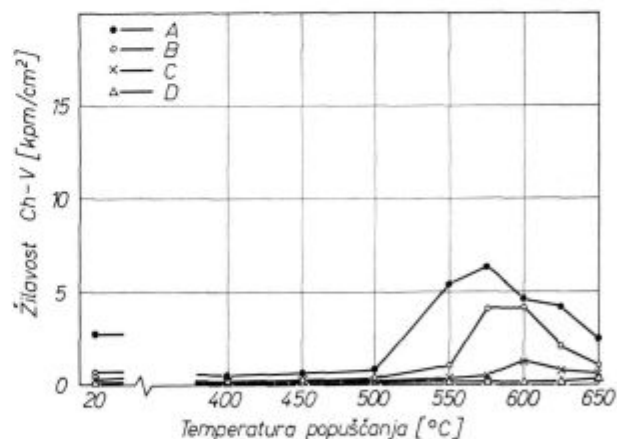
Preizkušanje udarne zrezne žilavosti smo izvršili v glavnem pri dveh temperaturah: pri navadni temperaturi in pri temperaturi tekočega dušika s po dvema preizkušancema. Pri temperaturi 575 in 600°C smo popuščali še večje število preizkušancev, da smo lahko izdelali za ti dve temperaturi popuščenja popolne krivulje temperaturne odvisnosti žilavosti.

Na sliki 5 grafično prikazujemo odvisnost zrezne žilavosti Ch-V pri navadni temperaturi in na sliki 6 pri temperaturi tekočega dušika v odvisnosti od temperature popuščenja.



Slika 5

Vpliv temperature popuščenja na zrezno žilavost Ch-V pri navadni temperaturi



Slika 6

Vpliv temperature popuščenja na zrezno žilavost Ch-V pri temperaturi -196°C

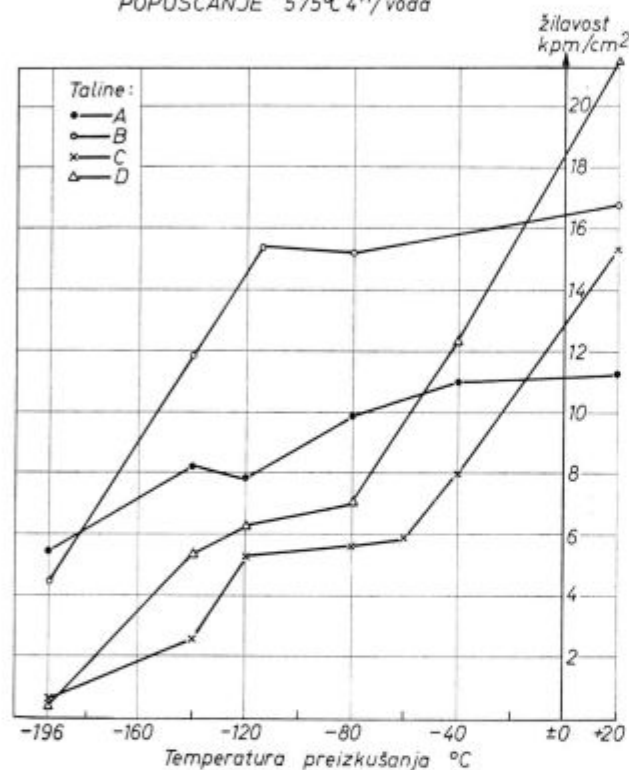
Pri navadni temperaturi preizkušanja vidimo, da pride do padca žilavosti v intervalu med 300 in 500°C, razen pri talini A, v kateri ostanejo vrednosti v primerjavi s kaljenim stanjem nespremenjene. Žilavost se začne boljšati pri popuščenju nad 500°C do maksimuma pri nekako 575°C, potem se spet poslabša. Talinam, v katerih je nikelj zame-

njan z manganom, se žilavost izredno močno poveča, celo daleč nad vrednosti za talino A pri temperaturah popuščenja med 550 do 600° C.

Pri preizkušanju pri temperaturi tekočega dušika (slika 6) ostane žilava po popuščanju med 550 in 575° C le talina A, torej talina z normalno vsebnostjo niklja, in delno talina B z 2 % zamenjanega niklja, medtem ko so druge taline, v katerih je nikelj v večji meri zamenjan z manganom, praktično že krhke.

Boljšo primerjavo žilavosti v odvisnosti od zamenjave niklja z manganom nam omogočajo popolne krivulje temperaturne odvisnosti žilavosti za preizkušance, popuščene pri 575° C (slika 7).

POPUŠČANJE 575°C 4^h/voda



Slika 7

Temperaturna odvisnost žilavosti Ch-V za preizkušance popuščene pri temperaturi 575° C

Krivulje kažejo, da je po zamenjavi niklja z manganom žilavost jekla pri navadni temperaturi mnogo večja, da je pa zato nagib krivulje temperaturne odvisnosti žilavosti teh talin (B, C, D) bolj strm, torej postanejo jekla z modificiranimi sestavami krhka že v intervalu med -150° C in -196° C, medtem ko ostane normalno 9 % Ni jeklo (talina A) žilavo še pri temperaturi tekočega dušika.

Naša eksperimentalna talina z normalno vsebnostjo niklja 9 % (talina A) ima v primerjavi z dosedaj znanimi rezultati žilavosti za 9 % nikljevega jekla manjše vrednosti žilavosti pri navadni temperaturi (10–12 kpm/cm² proti običajnim 18 do 22 kpm/cm²). Pri temperaturi tekočega dušika se vrednosti žilavosti ne razlikujejo od znanega pov-

prečja. Ugotovili smo, da je vzrok temu nekoliko manjši % Mn (0,30 %), kot je sicer v 9 % Ni jeklu običajen (0,60 %).

V odvisnosti od temperature popuščenja kažejo vsa preiskovana jekla podoben potek žilavosti. Padcu žilavosti pri popuščanju med 300 in 500° C sledi močno izboljšanje žilavosti pri popustnih temperaturah med 550 do 600° C, nakar se začne žilavost spet slabšati. Zamenjava niklja z manganom vpliva na spremembo žilavosti pri navadni temperaturi toliko, da se s povečanjem zamenjave temperaturni interval izboljšanja žilavosti raztegne k višjim temperaturam popuščenja. Ta premik je povezan z večjo stabilnostjo avstenita v teh talinah po popuščanju na 600° C.

Ugotavljamo, da zamenjava niklja z manganom ugodno vpliva na žilavost pri navadni temperaturi, medtem ko ostane nikelj v jeklu pri nizkih temperaturah nepogrešljiv element za ohranitev dobre žilavosti.

STRUKTURNI POJAVI PRI POPUŠČANJU

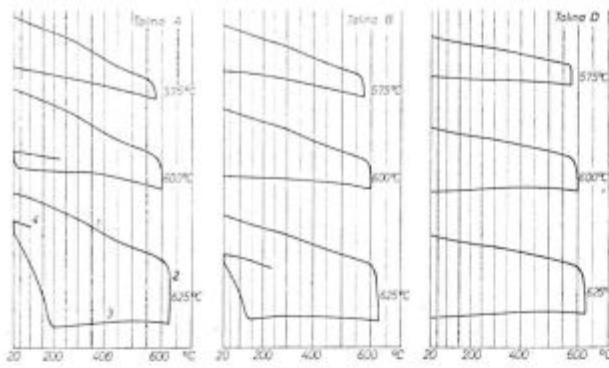
Da so mehanske lastnosti odvisne od strukturnih sprememb pri popuščanju, smo potrdili z zasledovanjem teh pojavov z različnimi metodami, navajamo pa le rezultate dilatometriških preizkusov. Z njimi smo ugotavljali in zasledovali tako formiranje avstenita med popuščanjem, kot njegovo stabilnost pri poznejšem ohlajanju. V ta namen smo dilatometriške preizkušance, predhodno kaljene z 800° C v vodi, popuščali pri 575° C, 600 in 625° C, to je pri temperaturi, ko dobimo v normalnem 9 % Ni jeklu največ stabilnega avstenita (575° C) in dalje pri temperaturah, ko se nastali avstenit med ohlajanjem delno ali v celoti pretvori v martenzit (600 in 625° C).

Preizkuse smo izvedli tako, da smo dilatometriške preizkušance vložili v mrzlo peč, v peči ogrevali do želene temperature in držali, da je skupni čas ogrevanja in držanja pri temperaturi znašal 6 ur, nato pa s pečjo ohladili.

Chevenardov dilatometer, model 55, ki ga imamo na Metalurškem inštitutu, nima dodatne naprave, s katero bi lahko zasledovali strukturne spremembe pri konstantni temperaturi v časovni odvisnosti. Preizkusi, ki smo jih izvršili, da bi ugotovili nastajanje avstenita ob večurnem popuščanju pri različnih temperaturah so zato registrirani brez indikacije časa.

Na sliki 8 so označeni posamezni odseki na eni izmed dobljenih dilatometriških diferencialnih krivulj (talina A — 625° C), in sicer pomenijo:

- 1 — ogrevanje,
- 2 — zadrževanje pri temperaturi popuščenja,
- 3 — ohlajenje (z martenzitno premeno) in
- 4 — po potrebi ponovno segrevanje, do navadne temperature, kadar se nam je del avstenita že pretvoril v martenzit.



Slika 8

Dilatometrijske krivulje za popuščanje pri temperaturah 575, 600 in 625° C

Če primerjamo med seboj dilatometrijske krivulje pri popuščanju talin A, B in D opazimo, da dobimo stabilen avstenit pri talini A le še pri temperaturi popuščanja 575° C, pri višjih temperaturah nastali avstenit pa se pričinja pretvarjati v martenzit že med ohlajanjem do navadne temperature. Za 6-urno popuščanje pri 600° C je martenzitna točka M_s pri +50° C, za popuščanje pri 625° C pa že skoraj pri +200° C.

Za taline, v katerih je nikelj zamenjan z manganom (B, C, D), se pod enakimi popustnimi pogoji premakne področje stabilnega avstenita k višjim temperaturam popuščanja. Na osnovi presoje dilatometrijskih krivulj za enaka popuščanja vse kaže, da je stabilnost nastale avstenitne faze toliko večja, kolikor večji je odstotek zamenjanega niklja z manganom. Tako ostane do navadne temperature stabilen ves avstenit, ki je nastal pri popuščanju taline B pri 600° C, pri talini D pa celo pri 625° C. Takšen sklep pa bi bilo možno napraviti korektno le v primeru, da so bile enake tudi količine nastalega avstenita med popuščanjem pri istih temperaturah.

SKLEPI

Izdelali smo več eksperimentalnih talin 9 % Ni jekla, pri katerih smo nadomestili 2, 4 in 6 % niklja z ekvivalentno količino mangana. Ekvivalent je bil določen na podlagi enačbe za enakost temperature martenzitne točke M_s .

Na kaljivost in prekaljivost zamenjava niklja z ekvivalentno količino mangana bistveno ne vpliva, če upoštevamo, da se poslabša prekalilnost normalnega 9 % Ni jekla, ko vsebuje manj kot 0,3 % Mn namesto običajnih 0,6 % Mn. Popustni pojavi so podobni tistim, katere poznamo pri normalnem 9 % Ni jeklu. Avstenit se tvori pri popuščanju nad 500° C v odvisnosti od časa in temperature popuščanja.

Ugotovili smo, da je avstenit pod enakimi pogoji popuščanja toliko stabilnejši, kolikor več je zamenjanega niklja z manganom, vendar pri tem ni bil upoštevan vpliv količine nastalega avstenita na stabilnost. Pri talinah z več zamenjanega niklja dobimo stabilni avstenit še pri višjih temperaturah popuščanja.

Trdnost in raztezek sledita nastajanju avstenita in njegovi stabilnosti. Minimalne trdnosti, katere dosežemo po popuščanju za dosego optimalne žilavosti, so med 70 in 75 kp/mm², meje plastičnosti 60 do 65 kp/mm², optimalni raztezki pa 22 do 25 %.

Razlike rezultatov med posameznimi talinami so tako majhne, da po njih ne moremo sklepati, da bi vplivala zamenjava niklja z manganom kakorkoli na trdnostne lastnosti tako modificiranih jekel.

Zamenjava Ni z manganom ugodno vpliva na žilavost pri navadni temperaturi, pri temperaturi tekočega dušika pa so kljub optimalnim pogojem popuščanja, že krhka vsa jekla, v katerih je bilo zamenjanega več kot 2 % niklja z manganom. Mangan torej ne more uspešno zamenjati niklja v jeklih, ki naj bi bila žilava tja do temperature tekočega dušika.

ZUSAMMENFASSUNG

Im Behälterbau für den Transport und Aufbewahrung der verflüssigten Gase bei niedrigen Temperaturen wird wegen seiner günstigen mechanischen Eigenschaften besonders wegen seiner hohen Zähigkeit bis zu der Temperatur des flüssigen Stickstoffes, der niedriggekohlte 9 % Nickelstahl gebraucht.

Wir versuchten festzustellen in wie weit es möglich ist im 9 % Nickelstahl den Nickel mit einer äquivalenten Menge von Mangan zu ersetzen und wie sich diese Substitution auf die strukturellen Umwandlungen beim Anlassen und damit auf die mechanischen Eigenschaften, besonders auf die Zähigkeit bei niedrigen Temperaturen auswirkt.

Die chemische Zusammensetzung unserer Versuchsschmelzen im Gewicht von 18 kg haben wir so geändert, dass wir 2, 4 und 6 % Nickel mit einer äquivalenten Menge von Mn (1,2 bzw. 3 % Mn) ersetzen. Den Äquivalent zwischen Nickel und Mangan haben wir deshalb ausgerechnet damit alle Schmelzen eine unveränderliche Temperatur der Martensitumwandlung hätten.

Die thermische Bearbeitung der Proben für die Untersuchung der Festigkeitseigenschaften und der Zähigkeitsbestimmung war sehr vielseitig. Wir verfolgten vor allen die Variationen der Festigkeitseigenschaften und der Zähigkeit in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur.

Die Prüfergebnisse der Festigkeitsuntersuchung der Härtemessungen und Zähigkeitsuntersuchungen bei verschiedenen Temperaturen zeigen, dass bei allen überprüften Stahlzusammensetzungen der Anlasstemperaturintervall für die Erreichung optimaler Gebrauchseigenschaften ungefähr der selbe ist wie bei dem gewöhnlichen 9 % Nickel Stahl. In Hinsicht der Zugfestigkeit der Streckgrenze und der Bruchdehnung sind keine Differenzen zwischen den Schmelzen zu beobachten, jedoch aber in den absoluten Werten der Zähigkeit und der Übergangstemperaturen. Der Umtausch des Nickels mit Mangan hat einen günstigen Einfluss auf die Zähigkeit bei der Zimmertemperatur, bei den niedrigen Temperaturen ist der Nickel nicht umtauschbar, wenn der Stahl zähig bleiben soll.

Die Strukturänderungen beim Anlassen haben wir mit verschiedenen Methoden verfolgt.

Bei allen Schmelzen haben wir beim Anlassen mit den Dylatometerproben ähnliche Strukturerscheinungen

festgestellt, dass heisst ein vorzeitiges Auftreten der austenitischen Phase, jedoch ist bei den Schmelzen wo mehr Nickel mit Mangan umgetauscht worden ist der auftretende Austenit beständiger.

SUMMARY

Low-carbon steel with 9% Ni (9% Ni steel) is used for building storage and transport installations for liquified gases at low temperatures because of very favourable mechanical properties, especially since this steel has high impact toughness still at so low temperatures as the temperature of liquid nitrogen is.

Possibility was sought to substitute nickel with an equivalent quantity of manganese, and investigations were made to determine how this substitution influences the microstructure changes at tempering, and consequently how much mechanical properties are changed, especially the impact toughness at low temperatures.

In experiments, composition of 18 kg of molten metal was changed by substituting 2, 4, and 6% Ni with an equivalent quantity of Mn (1, 2, and 3% Mn respectively). The equivalent quantity of manganese was determined so that martensite transformation temperature would remain the same.

Various heat treatment was used for specimens in the impact toughness determinations. Intensive studies

were made on variation of mechanical properties and impact toughness, depending on tempering temperature.

Results of tensile tests, hardness measurements, and impact toughness measurements show that the tempering temperature interval is the same for all tested steels if optimal qualities of steel are wanted to be achieved. Tensile strength, yield point and elongation do not differ from melt to melt. Differences are observed in absolute values of impact toughness and transformation temperatures. Substitution of nickel by manganese has favourable influence on impact toughness at room temperature, on the other hand, nickel should not be substituted if suitable impact toughness had to be preserved at low temperatures.

Diferent methods were used to follow structure changes during tempering. For all alloys appearance of similar microstructures at tempering i.e. premature appearance of the austenitic phase, was determined by dilatometric analysis. In the alloys, where a greater amount of nickel was substituted by manganese, the formed austenite is more stable.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Вследствии хороших механических свойств, в особенности что этот сорт стали сохраняет высокую вязкость при низких темпер-ах до темпер-ы жидкого азота, низкоуглеродистую сталь с 9% Ni употребляют для постройки сооружений для хранения и транспорт жидких газов. Цель исследования была установить: есть ли возможность замещения Ni с эквивалентным количеством Mn и также, какое действие оказывает это замещение на структурные изменения при отпуске, а в связи с этим, на механические свойства, в особенности на вязкость стали при низких темпер-ах. Во время испытания экспериментальных плавках веса 18 кг. заменяли 2, 4 и 6% Ni с эквивалентным количеством марганца (1, 2 и 3% Mn). Эквивалент между Ni и Mn вычислен для того что бы все плавки имели одинаковую темпер-у распада мартензита. Термообработка проб предназначена для определения механических свойств и вязкости была очень разнообразна. Особенное внимание

посвящено изменением механических свойств и вязкости в зависимости от темпер-ы отпуски. Полученные результаты на прочность, измерения твердости и вязкости при различных темпер-ах показали, что при всех испытанных проб стали темпер-ый интервал отпуски для получения необходимых механических свойств приблизительно тот же как при 9% Ni-стали. При прочности, пределе пластичности и растяжением между плавками не было разниц. Разницы замечены лишь при абсолютных величин вязкости и переходных темпер-ах. Замещение Ni с Mn хотя и положительно влияет на вязкость при обыкновенной темпер-ы но при низких темпер-ах Ni незаменимый: вязкость стали уменьшается. С разными методами определены структурные изменения при отпуске. Дилатометрическим методом определено, что при отпуске получена схожая структура, но с увеличением Mn на счет Ni полученный аустенит более стабильный.