

Vpliv alfa faze na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel

V tehniki je skupina Cr-Ni avstenitnih jekel zastopana z velikim številom vrst jekel, tako da je njihova klasifikacija po kateremkoli standardu komaj še možna. Glede na pogoje proizvodnje in uporabe teh vrst jekel pogostoma nastopa negotovost zaradi nešteto različnih faktorjev, ki odločajo, kolikšna je glede namena uporabe dovoljena vsebnost C in kdaj imajo prednosti stabilizirane vrste Cr-Ni avstenitnih jekel.

Cr-Ni avstenitna jekla z minimalno vsebnostjo C, to je ca. 0,03 % so korozijsko najobstojnejša, zlasti še, če se po varjenju zahteva korozijska obstojnost brez naknadne termične obdelave. Korozijska obstojnost teh jekel se z večanjem vsebnosti C zmanjšuje, kot je to razvidno iz slike 1 in 2.

Za varjenje Cr-Ni jekel je najprimernejše elektro varjenje, ker se pri varjenju ogreje samo ozko območje ob zvaru, in to kratek čas. Poškodbe strukture, nastale pri varjenju, lahko odstranimo z ustrezno termično obdelavo, kar pa ni vedno izvedljivo. Zato je potrebno izpolniti naslednje pogoje:

- vsebnost C naj bo čim manjša (0,03—0,05 %)
- dodajati moramo v odnosu do vsebnosti C elemente kot so Nb, Ti ali Ta, ki vežejo prebitni C v stabilnejše spojine kot Cr.

Glavni problem predelovalnosti Cr-Ni avstenitnih jekel so karakteristične napake, ki so v glavnem posledica dvofazne strukture. Faktorji, ki vplivajo na nastanek dvofazne strukture, so naslednji:

Fluidnost je karakteristična lastnost posameznih vrst jekel, od katere je odvisen potek vlijanja, ki ima direktni vpliv na površino ingotov in s tem na predelovalnost.

Z raziskavami je ugotovljeno, da je v površinski plasti vsebnost alfa faze najmanjša, v notranjosti se povečuje in proti jedru ingota ponovno zmanjšuje. Takšna porazdelitev alfa faze po prečnem preseku ingota je posledica toge porazdelitve temperature, ko se jeklo v kokili ohlaja.

Glede na velik, pomemben vpliv kemijske sestave na nastanek dvofazne strukture v Cr-Ni avstenitnih jeklih so v članku navedeni vplivi posameznih elementov na nastanek alfa, oziroma gama faze. Ravno tako so navedene formule za izračun potrebnih vsebnosti posameznih elementov za doseganje homogene avstenitne strukture, kakor tudi diagrami za določanje vsebnosti alfa, oziroma gama faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih.

Z namenom, da bi imelo jeklo zadovoljivo predelovalnost, je potrebno v času izdelave taline dolegirati posamezne elemente tako, da je v končni kemijski sestavi jekla razmerje vsebnosti (Cr + Mo) : Ni \leq 1,85 in Ti : C \leq 5 oziroma Nb : C \leq 10. Grafični prikazi navedenih odvisnosti so razvidni na slikah 6, 7, 8, 11, 12.

Predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel je ravno tako v znatni meri odvisna od načina ogrevanja pred plastično predelavo, to je od spremembe topnosti C, oziroma karbidov s temperaturo, kar je razvidno na sliki 17 ter odvisnosti premene alfa v gama fazo od temperature in časa ogrevanja. Navedene odvisnosti so prikazane v slikah 19, 20. in 21. Raziskave o vplivu ogrevanja na predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel so pokazale, da morata biti čas in temperatura ogrevanja Cr-Ni avstenitnih jekel takšni, da se zagotovo raztopijo karbidi in v zadotni stopnji tudi ferit v avstenitni osnovi.

Razen navedenih pogojev na predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel vpliva tudi atmosfera peči za ogrevanje in čiščenje ingotov.

Zaradi velike afinitete Ni do S, S atmosfere peči v času ogrevanja difundira po mejah avstenitnih zrn v jeklo, kot je to razvidno iz slike 22, in s tem zmanjšuje njegovo predelavnost.

Z raziskavami plastičnosti in porazdelitve alfa faze v prečnem preseku ingotov je ugotovljeno, da je najmanjša vsebnost alfa faze v površinski plasti ingota. S čiščenjem ingotov odstranimo plast z najmanjšo vsebnostjo alfa faze, oziroma z največjo predelovalnostjo. Na ta način čiščenje ingotov negativno vpliva na predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel.

Zaradi karakteristične strukture litega stanja Cr-Ni avstenitnih jekel z majhno plastičnostjo morajo biti pri valjanju ingotov redukcije v začetnih vtikih minimalne. Ravno tako je potrebno za enakomerno porušitev lite strukture obračati valjanje po vsakem ali vsaj po vsakem drugem vtiku.

UVOD

Nerjaveča in kislinško odporna jekla, ki imajo največje področje uporabe, so Cr-Ni avstenitna jekla s približno 0,02—0,15 % C, 15,00—20,00 % Cr in 7,00—20,00 % Ni ter z Mo ali brez njega. Važen pogoj za zahtevano korozijsko obstojnost je mini-

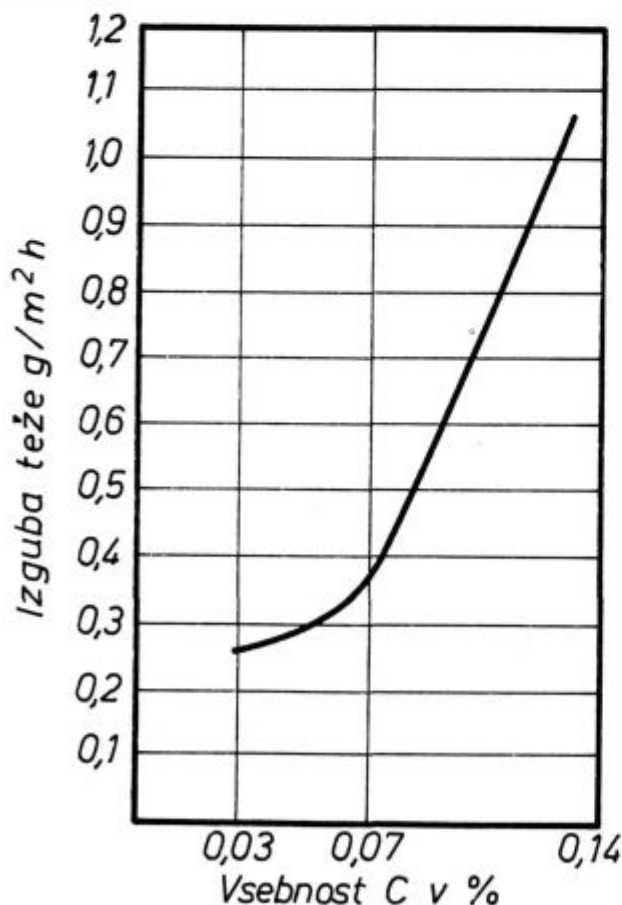
malna možna vsebnost C, ker v nasprotnem primeru izločeni karbidi zmanjšujejo vsebnost Cr v osnovni masi in s tem korozijsko obstojnost.

Ko je Krupp pred I. svetovno vojno prvi pričel proizvajati nerjaveča Cr-Ni avstenitna jekla, je bila največja težava izdelati jeklo z ustrežno minimalno vsebnostjo C. Prva proizvedena tovrstna jekla so imela naslednjo kemijsko sestavo.

C 0,25 %, Cr 20,00 % in 7,00 % Ni. Pri plastični predelavi in kasneje v uporabi takšnega jekla so nastopile velike težave. Šele nekaj let po I. svetovni vojni so se nerjaveča Cr-Ni avstenitna jekla uveljavila zato, ker jim je uspelo zmanjšati vsebnost C pod 0,15 % ob istočasnem zmanjšanju vsebnosti Cr in povečanju vsebnosti Ni.

S pričetkom proizvodnje Fe-Cr z nizkim C so že leta 1930 uspeli proizvesti Cr-Ni jeklo z 0,05 % C, medtem ko po II. svetovni vojni Cr-Ni jeklo z vsebnostjo 0,03 % C ni več redkost.

Zaradi težav pri izdelavi in plastični predelavi Cr-Ni avstenitnih jekel z ustrežno minimalno vsebnostjo C se je uveljavila proizvodnja stabiliziranih vrst nerjavečih Cr-Ni avstenitnih jekel, pri katerih je del C vezan s Ti, Nb, Ta ali s podobnimi elementi v stabilnejše in manj škodljive karbide.



Slika 1

Vpliv vsebnosti C na korozijsko obstojnost Cr-Ni avstenitnih jekel

Glede na pogoje proizvodnje in uporabe Cr-Ni avstenitnih jekel pogostoma nastopa negotovost zaradi nešteto različnih faktorjev, ki odločajo, kolikšna je za določene namene dovoljena vsebnost C in kdaj imajo prednost stabilizirane vrste Cr-Ni avstenitnih jekel. Cr-Ni avstenitna jekla z minimalno vsebnostjo C, to je 0,03—0,05 % so korozijsko najboljše, zlasti še, če se zahteva korozijska obstojnost po varjenju brez naknadne termične obdelave. Na sliki 1 je prikazan vpliv vsebnosti C na korozijsko obstojnost Cr-Ni avstenitnih jekel (Huey-ev poizkus: 5×48 ur v vreli 65 % HNO₃). Iz slike je razvidno, da vsebnost C do ca. 0,06 % nima bistvenega vpliva na korozijsko obstojnost celo v intenzivnih korozijskih sredstvih. Pri vsebnosti C nad 0,06 % korozijska obstojnost sorazmerno hitro pada, vendar je še zadovoljiva do vsebnosti C od 0,09 do 0,10 %. Navedene trditve veljajo samo za ustrezno termično obdelano jeklo. Zvarjeni deli so na zvaru in ob njem korozijsko manj obstojni in imajo krhke kristalne meje. To je posledica izločanja raztopljenih Cr-karbidov v kritičnem temperaturnem območju 500—900° C, zlasti pa med 600 do 700° C. Karbidi se pretežno izločajo po kristalnih mejah in v njihovi neposredni bližini. Izločeni karbidi vsebujejo znatno več Cr kot osnovna masa in s tem nastajajo vzdolž kristalnih mej cone, ki imajo manj Cr in s tem manjšo korozijsko obstojnost, medtem ko ostane notranjost kristalov glede korozijske obstojnosti nespremenjena. Iz tega razloga se na kristalnih mejah pojavi interkristalna korozija, zaradi katere na mejah kristalnih zrn popusti vezava in s tem nastopi tako imenovana »nevarnost razpada zrn«.

Za varjenje Cr-Ni avstenitnih jekel je najprimernejše elektro varjenje, ker se pri tem ogreje samo ozko območje ob zvaru, in to kratek čas. Na ta način nastale spremembe, oziroma poškodbe strukture lahko odstranimo z ustrežno termično obdelavo, kar pa ni vedno izvedljivo. Zato je potrebno izpolniti naslednje pogoje:

- vsebnost C naj bo čim manjša,
- dodajati moramo elemente, ki vežejo prebitni C v stabilnejše spojine kakor Cr.

V ta namen uporabljamo Ti, Nb in Ta, ki jih dodajamo v takšnih količinah, da vežejo skoraj ves C z izjemo ca. 0,02 %, ki ostane vedno v trdni raztopini. V proizvodnji, zlasti pa pri vlivanju in valjanju Nb in Ta povzročata manj nevšečnosti kot Ti. Izplen Nb je večji kot Ti, to je Nb preide manj v žlindro, kar velja tudi za varjenje. Iz tega sledi, da v zvaru samem Ti hitreje odgori in so s tem podani pogoji za pojav interkristalne korozije.

Nevarnost, da nastopi interkristalna korozija, je največja pri naslednjih pogojih:

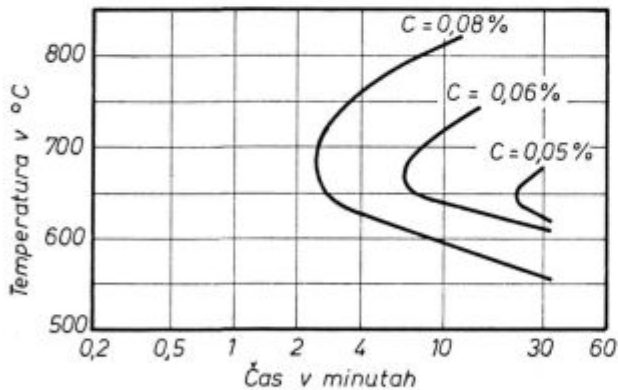
- če je vsebnost C tako velika, da se pri termični obdelavi Cr-karbidi ne raztopijo popolnoma,
- če iz določenega vzroka jeklo po termični obdelavi ponovno ogrevamo v območju kritičnih

temperatur (500—900°C), kjer nastopi po mejah kristalov izločanje karbidov.

Prvi primer lahko nastopi samo pri Cr-Ni avstenitnem jeklu z vsebnostjo C nad 0,12—0,14 % in je manjšega pomena, ker takšna jekla uporabljamo samo v milejših korozijskih pogojih, medtem ko sta ostala dva pogoja veliko pomembnejša.

Vpliv vsebnosti C na izločanje karbidov v času varjenja in s tem na nevarnost pojava interkristalne korozije so raziskovali številni avtorji. Za ilustracijo navajamo nekaj rezultatov raziskav podjetja AVESTA JERNVERK A. V. — Švedska, ki so razvidni iz slike 2.

Slika 2 prikazuje najkrajše čase, ki so potrebni za pričetek izločanja karbidov po kristalnih mejah do tiste stopnje, ki povzroča interkristalno korozijo Cr-Ni avstenitnih jekel z različno vsebnostjo C v temperaturnem območju 500—900°C. Iz slike je razvidno, da je jeklo z 0,08 % C potrebno ogrevati samo ca. 3 minute na 650°C. Pri jeklu z 0,06 % C znaša čas ogrevanja ca. 8 minut na 650°C in pri jeklu z 0,05 % C znaša ta čas ca. 25 minut na 640°C. Značilno za jeklo z 0,03 % C je, da interkristalna korozija ni nastopila niti po 50-urnem ogrevanju na 640°C. Primerjava navedenih časov s časom ogrevanja jekla pri varjenju v kritičnem temperaturnem območju daje zadostno orientacijo o dopustni vsebnosti C v Cr-Ni avstenitnih jeklih, ki naj imajo po varjenju zadovoljivo korozijsko obstojnost. Opisane raziskave so bile izvršene v Hadfrid-ovi ali Staus-ovi raztopini (vrenje 72 ur v 10 % raztopini CuSO₄ v 10 % H₂SO₄).



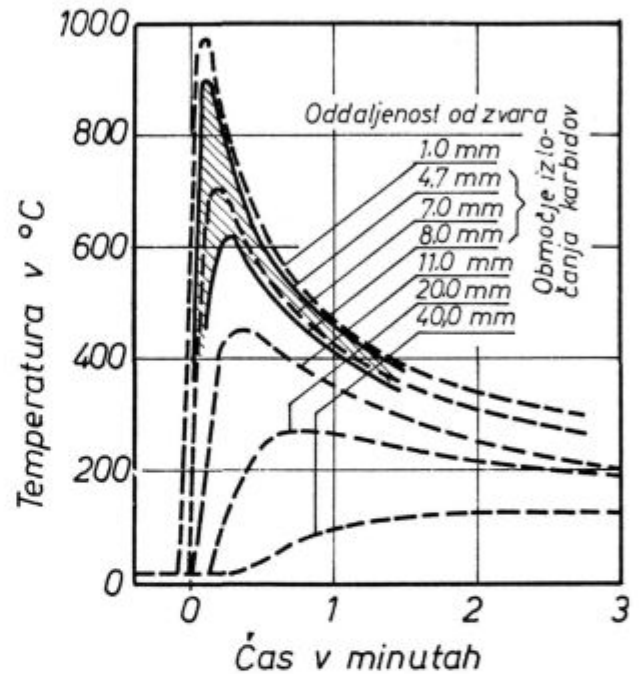
Slika 2

Vpliv temperature in časa ogrevanja na začetek interkristalne korozije Cr-Ni avstenitnih jekel z 0,05 do 0,08 % C

Slika 3 prikazuje odvisnost spremembe temperature v pločevini, debeline 5,5 mm iz Cr-Ni avstenitnih jekel od časa elektrovarjenja z elektrodo, premera \varnothing 4 mm. Kritično temperaturno območje izločanja karbidov je vidno označeno in znaša ca. 4—8 mm ob zvaru, medtem ko znaša čas ogrevanja 0,5 minut.

Iz rezultatov navedenih raziskav je razvidno, da je čas ogrevanja v kritičnem temperaturnem območju pri elektrovarjenju za Cr-Ni avstenitna

jekla z 0,05 % C dopusten, kar je tudi praksa potrdila. Razen glede na pogoje varjenja moramo biti pri izboru najprimernejše vrste Cr-Ni avstenitnega jekla pozorni, če moramo jeklo iz določenih vzrokov ogrevati v območju kritičnih temperatur. Tako npr., če moramo jeklo žariti za odpravo napetosti, uporabljamo Cr-Ni avstenitna jekla z minimalno vsebnostjo C ali pa stabilizirane vrste Cr-Ni avstenitnih jekel. Ni redkost, da se za Cr-Ni avstenitna jekla predpisuje termična obdelava na 600—650°C, zaradi katere se zmanjša korozijska obstojnost. V ta namen so bile opravljene raziskave, katerih rezultati so razvidni iz



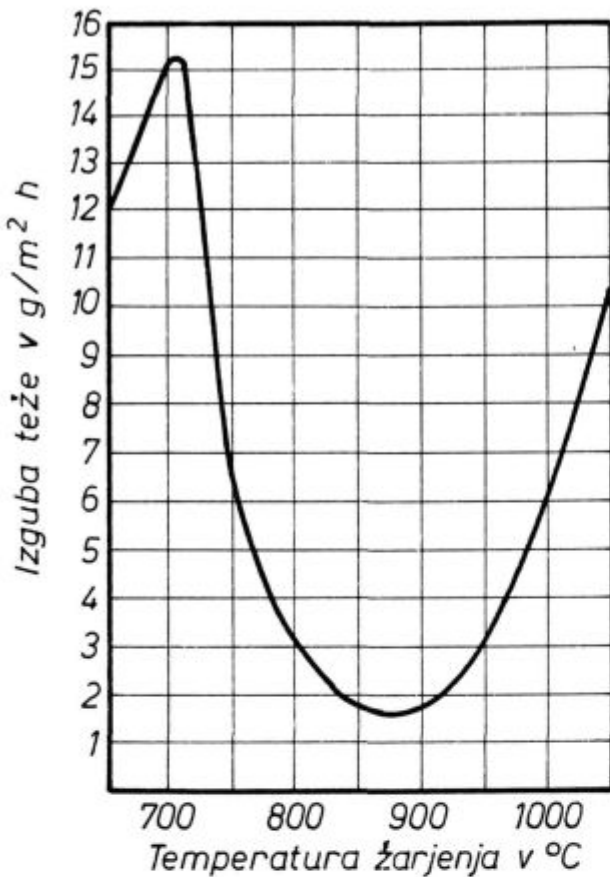
Slika 3

Odvisnost spremembe temperature v pločevini debeline 5,5 mm iz Cr-Ni avstenitnega jekla od časa elektrovarjenja z elektrodo \varnothing 4 mm

slike 4. Glede na korozijsko obstojnost je veliko primernejše Cr-Ni avstenitna jekla termično obdelati na 850—900°C. Isto velja za strojne dele iz Cr-Ni avstenitnega jekla, ki kontinuirno ali pogostoma obratujejo v območju kritičnih temperatur in so pri tem izpostavljeni korozijskim vplivom. V takšnih primerih je priporočljivo stabilizacijsko žariti na 850—900°C z namenom, da se majhne količine C, ki so v avstenitu, izločijo po mejah kristalov v obliki drobnih karbidov in ne kot kontinuirna mreža karbidov.

V tehniki je skupina nerjavečih Cr-Ni avstenitnih jekel zastopana z izredno velikim številom vrst jekel, tako da je njihova klasifikacija po kateremkoli standardu komaj še možna.

V proizvodnji nekaterih vrst nerjavečih Cr-Ni jekel je največji problem izdelati talino, oziroma ingote, ki so sposobni za nadaljnjo predelavo, zlasti še, ker je ocenitev plastičnosti lite strukture dokaj nezanesljiva zaradi mnogih neznanih fak-



Slika 4

Vpliv temperature žarjenja na korozijsko obstojnost Cr-Ni avstenitnih jekel (preiskava z Hueyvim preizkusom)

torjev, kot so: način litja, dimenzija in oblika ingota ter temperatura in čas ogrevanja ingotov itd.

Glavni problem plastične predelave Cr-Ni avstenitnih jekel so bitne napake, ki so odraz karakterja teh jekel, in površinske napake, ki zmanjšujejo plastičnost zaradi dvofazne strukture. Večina napak nastaja na površini valjancev in posebno še na robovih. Nastale razpoke so vse prečno oziroma križem razvite in njihov začetek praviloma sledi mejam kristalov med alfa in gama fazo. Iz tega sledi, da pri plastični predelavi na mejah med alfa in gama fazo nastopajo napetosti in je zato dvofazna struktura glavni vzrok nezadostne plastičnosti Cr-Ni avstenitnih jekel.

Znano je, da ima na tvorbo alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih odločujoči vpliv kemijska sestava jekla in režim termične obdelave. V jeklih, pri katerih je razmerje vsebnosti Cr : Ni veliko, in v jeklih, legiranih z Mo, Ti, Al in Nb vedno nastopi določena količina alfa faze. Tvorba feritnih otočkov, ki so dispergirani v avstenitni osnovi ima ravno tako vzroke v pogojih izdelave taline. To je po navedbah francoskih avtorjev ugotovljeno na osnovi raziskav večjega števila talin z enako kemijsko sestavo in z različno vsebnostjo alfa faze za 8—10%⁴. Temperatura litja, dimenzije in

oblika ter način ohlajanja ingotov ravno tako znatno vplivajo na količino alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih.

Faktorji, ki vplivajo na nastanek alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih, so naslednji:

Tekočnost:

Od te karakteristične lastnosti je odvisen potek vlivanja, ki ima direktni vpliv na kakovost površine ingota. Tekočnost je pri visoko legiranih jeklih v znatni meri funkcija količine dolegiranih elementov, načina izdelave taline in temperature litja. Tekočnost, ki je pri visoko legiranih jeklih ne moremo vedno doseči, je neposredni in nujen pogoj za doseganje zadostne kakovosti površine ingotov, od katere je odvisen potek in izplen plastične predelave. Iz Cr-Ni avstenitnih jekel, nestabiliziranih in stabiliziranih s Ti in Nb, odlivajo ingote enakih težin kot iz C-jekel.

Lita struktura:

Vzdolžni presek ingota Cr-Ni avstenitnih jekel po strjenju ne sledi transformacijam in ima dve karakteristični coni. Prva je ekvi-aksijalna in je sestavljena iz drobnih kristalov, druga pa bazalpska. Z kvantitativnim opazovanjem lahko spoznamo ozko povezanost odvisnosti plastičnosti od tipa strukture, čeprav ne moremo z gotovostjo določiti, katera struktura je ugodnejša za plastično predelavo.

Vpliv položaja v ingotu:

Mnenja o razporeditvi alfa faze po prečnem in vzdolžnem preseku ingotov niso enotna. Soglasnost je v tem, da je v površinski plasti vsebnost alfa faze manjša kot v jedru ingota. Z raziskavami prečnega preseka 6-tonskih ingotov, kemijske sestave C = 0,06 %, Cr = 19,39 %, Ni = 9,54 % in Ti = 0,54 %, je ugotovljena naslednja razporeditev alfa faze:

površina ingota	8,00 %
180—200 mm pod površino	16,00 %
jedro ingota	14,50 %

Z namenom, da bi raziskali porazdelitev in vzroke nehomogene vsebnosti alfa faze v prečnem in vzdolžnem preseku ingotov, smo v železarni Ravne od ingota pod »glavo« in pri »nogi« prečno izrezali plošči, debeline ca. 20 mm. Plošči smo razdelili na 36 enakih delov, kot je to razvidno iz slike 5. Na vzorcih površinske plasti, oznake 1 in 37, srednje plasti, oznake 8 in 44, ter sredine ingota, oznake 15 in 51, smo izvršili kemijsko analizo in določili vsebnost alfa faze metalografsko s planiranjem kakor tudi z izračunom. Kemijske sestave ter vsebnosti alfa faze, določene metalografsko in izračunane po empirični formuli

$$\% \text{ alfa faze} = -91,43 + 5,24 \text{ Cr} - 1,04 \text{ Ni} + 35,33 \text{ Ti} + 6,50 \text{ Mo}^1$$

a.) Oznake in položaj prob v vzorcu od glave ingota

1	2	3	4	5	6
7	8	9	10	11	12
13	14	15	16	17	18
19	20	21	22	23	24
25	26	27	28	29	30
31	32	33	34	35	36

b.) Oznake in položaj prob v vzorcu od noge ingota

37	38	39	40	41	42
43	44	45	46	47	48
49	50	51	52	53	54
55	56	57	58	59	60
61	62	63	64	65	66
67	68	69	70	71	72

Slika 5
Porazdelitev prob v prečnem in vzdolžnem preseku ingota

poizkusnih talin so razvidne v tabeli 1. V tabeli 2 so razvidne kemijske sestave vzorcev posameznih plasti, medtem ko so v tabeli 3 razvidne vsebnosti alfa faze vzorcev posameznih plasti vzdolžnega in prečnega preseka ingotov.

Z navedenimi raziskavami lahko zaključimo naslednje:

— Neposredno pod površino ingotov je vsebnost alfa faze minimalna, celo pri talinah, ki so glede na kemijsko sestavo naklonjene k izločanju večjih količin alfa faze.

— Vsebnost alfa faze se povečuje od površine v notranjost ingota. Zmanjšana vsebnost sega od površine do globine ca. 20–50 mm, nato se proti notranjosti povečuje ter proti jedru ingota ponovno zmanjšuje.

— Po vzdolžnem preseku ingota ne nastopajo bistvene razlike v vsebnosti alfa faze.

— S kemijsko analizo vzorcev različnih mest prečnega in vzdolžnega preseka ingotov niso ugotovljene vplivne razlike v vsebnosti posameznih elementov. Največje razlike so pri S in P. Nekoliko večja raztresenost je pri vsebnosti Ti, vendar pa ni ugotovljena izrazita odvisnost od položaja v ingotu.

Na osnovi raziskav je ugotovljeno, da neenakomerna porazdelitev alfa faze nastopa zaradi toge porazdelitve temperature v prečnem preseku ingotov, ko se ohlaja jeklo v kokili. Na površini ingotov ima alfa faza globularno obliko različne orientacije, medtem ko je v jedru ingota izločena po mejah kristalov hkrati s Cr-karbidi.

Tabela 1: Kemijska sestava ter metalografsko določena in izračunana vsebnost alfa faze

St. taline	Vsebnost elementov v %									Vsebnost alfa faze v %	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Metalografsko določena	Izračunana
1	0,04	0,38	1,71	0,032	0,022	16,62	12,9	2,10	0,22	3,5	3,34
2	0,06	0,35	1,62	0,028	0,032	17,11	13,1	2,21	0,28	9,0	8,73
3	0,07	0,36	1,55	0,030	0,025	16,83	13,2	2,17	0,21	5,0	5,04
4	0,04	0,39	1,64	0,035	0,028	16,91	12,8	2,22	0,24	6,0	5,95
5	0,07	0,32	1,64	0,028	0,024	17,33	13,2	2,18	0,32	10,5	10,44

Tabela 2: Kemijska sestava vzorcev prečnega in vzdolžnega preseka ingotov poizkusnih talin št. 1 in 5

St. vzorca	Vsebnost elementov v %								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti
Talina št. 1									
1	0,03	0,36	1,69	0,032	0,020	16,7	12,9	2,13	0,20
37	0,04	0,37	1,71	0,034	0,019	16,6	12,9	2,10	0,24
8	0,04	0,35	1,70	0,030	0,023	16,7	12,8	2,18	0,22
44	0,04	0,36	1,71	0,031	0,022	16,8	12,9	2,18	0,22
15	0,03	0,36	1,69	0,031	0,020	16,7	12,9	2,10	0,23
51	0,04	0,37	1,70	0,030	0,020	16,7	12,9	2,20	0,22
Talina št. 5									
1	0,07	0,34	1,48	0,026	0,023	17,2	13,1	2,08	0,32
37	0,06	0,33	1,50	0,031	0,022	17,2	13,2	2,10	0,29
8	0,07	0,30	1,50	0,030	0,024	17,3	13,2	2,14	0,30
44	0,07	0,29	1,49	0,028	0,025	17,2	13,3	2,10	0,33
15	0,07	0,29	1,48	0,029	0,023	17,3	13,2	2,20	0,32
51	0,07	0,30	1,49	0,027	0,023	17,3	13,1	2,18	0,32

Tabela 3: Metalografsko in računsko določene vsebnosti alfa faze vzorcev prečnega in vzdolžnega preseka ingotov poizkusnih talin

St. taline	St. vzorca						Srednja vrednost	Izračunana vrednost
	1	37	8	44	15	51		
	Vsebnost alfa faze v %							
1	2,92	2,38	4,26	4,02	3,70	3,50	3,46	3,34
2	7,23	6,94	11,20	10,76	8,92	8,23	8,88	8,73
3	3,47	4,18	7,00	6,56	6,24	5,62	5,51	5,04
4	4,60	4,32	7,80	7,80	5,35	5,12	5,83	5,95
5	8,90	8,67	12,87	12,05	11,35	11,32	10,69	10,44

Kemijska sestava:

Cr-Ni avstenitna jekla prištevamo k najbolj razširjenemu štiri komponentnemu sistemu. Cr ima prostorsko centrirano kubično mrežo in stabilizira alfa fazo, medtem ko ima Ni ploskovno centrirano kubično mrežo in stabilizira gama fazo. Za razliko od C, Ni ne zmanjša vsebnosti Cr v trdni raztopini.

Območje homogene avstenitne strukture v čistih zlitinah Fe-Cr-Ni z vsebnostjo ca. 10,0 % Ni in ca. 18,0 % Cr je v neposredni bližini meje obstojnosti alfa in gama faze, tako da že najmanjša sprememba v vsebnosti enega od obeh elementov lahko povzroči dvofazno strukturo.

Ravno tako je stopnja stabilnosti avstenita odvisna od sumarnega vpliva ostalih legiranih elementov. Čim bližje je jeklo glede na kemijsko sestavo meji, ki ločuje alfa od gama območja, tem manj je stabilnega avstenita v jeklu. Elementi, ki nastopajo v kemijski sestavi teh jekel in pospešujejo tvorbo alfa faze, so naslednji: Si, Al, Mo, Ti, Cr, Nb, Ta in P, medtem ko pa C, Mn in N₂ pospešujejo tvorbo gama faze. Določitev vpliva posameznih elementov na strukturno sestavo teh

jekel je zelo težavna in zato imamo o tem zelo malo publikacij.

Prve podatke o vplivu posameznih elementov na tvorbo alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih je publiciral l. 1939 Speranski. Na osnovi določitev vsebnosti alfa faze v talinah z različnimi kemijskimi sestavami je ugotovil vrednosti, ki so navedene v tabeli 4.¹

Tabela 4:

Naziv elementa	Povečana vsebnost elementa v %		Povečana stopnja vsebnosti alfa faze po GOSTU 11878-66	
	od	do	od	do
Cr	15,5	19,0	0,20	3,04
Si	0,5	1,0	0,83	2,17
Ti	0,15	0,6	0,42	2,80
Al	0,05	0,24	1,38	2,10

S študijem vpliva razmerja Cr : Ni in vsebnosti Ti na nastanek alfa faze se je ukvarjal B. Ch. Šah. Ugotovil je, da je pri razmerju Cr : Ni, večjem od 1,9, kakor tudi pri vsebnosti Ti, večji od 0,55 %, vsebnost alfa faze večja od 2,0 do 2,5 stopnje po skali GOST 11878-66.

Z namenom, da bi določili vpliv Cr na strukturo teh jekel, so izdelali serijo talin z različnimi vsebnostmi Cr in nespremenljivimi vsebnostmi ostalih elementov, in sicer: Ni = 13,0 %, Mo = 2,0 % ter z razmerjem Ti : C = 5—6 : 1. Ugotovljeno je bilo, da se v jeklu s takšno kemijsko sestavo alfa faza pojavi že pri vsebnosti Cr okoli 18,0 %. Pri večji vsebnosti Cr se količina alfa faze še poveča in pri jeklu z ca. 18,5 % je plastična predelava zaradi povečane vsebnosti alfa faze zelo problematična.

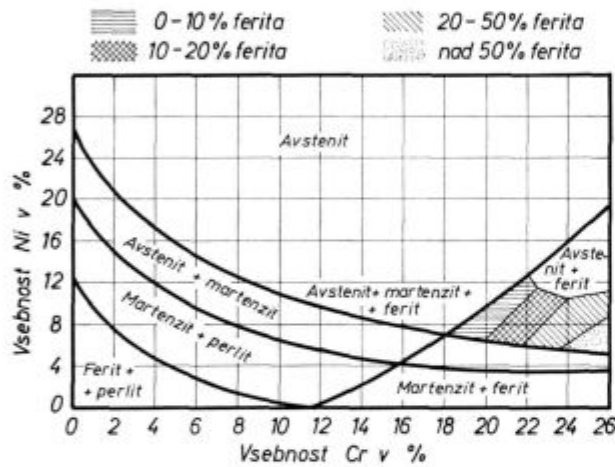
Z raziskavami večjega števila talin je Vinogradov¹ ugotovil, da povečanje vsebnosti Cr za 1,0 % poveča vsebnost alfa faze za 0,7 stopnje, da pa povečanje vsebnosti Ni za 1,0 % zmanjša vsebnost alfa faze za 0,6 stopnje po skali GOST 11878-66. Ravno tako je po njegovih ugotovitvah za vsebnost alfa faze pomembna količina prebitnega Ti nad $5 \times (\% C - 0,03)$. Do vsebnosti prebitnega Ti za 0,04—0,08 % se količina alfa faze bistveno ne poveča, medtem ko je pri vsebnosti prebitnega Ti nad 0,09 % valjanje že problematično. Po ugotovitvah Buchholtz-a¹ se vsebnost Ti do razmerja Ti : C = 6 ne odraža negativno na izločanje alfa faze. Če se to razmerje poveča, se vsebnost alfa faze znatno poveča.

Dodatek Mo v količini 2,0—4,0 % poveča korozivno obstojnost Cr-Ni avstenitnih jekel v vrsti aktivnih korozivskih sredstev, kot je to sulfidna lužina v industriji papirja, raztopina Cl-apna itd. Istočasno dodatek Mo poveča tem vrstam jekla njihovo ognjeodpornost.

Dodatek Mn v količini 1,0—2,0 % razširi območje gama faze in v znatni meri izboljša plastičnost tem vrstam jekla.

Cr-Ni avstenitna jekla z vsebnostjo pod 2,00 % Si nimajo večjih sprememb v svoji strukturi. Si zožuje gama območje in zato dodatek Si v količini 2,00 % povzroča pojav dvofazne strukture. Nasprotno zaradi dezoksidacijske sposobnosti Si se pri vsebnosti do 1,00 % poveča sposobnost teh jekel za plastično predelavo. Če pa vsebnost Si še povečamo, se plastičnost zmanjša.³

Dodatek Ni Cr-Ni zlitinam razširi gama območje in pri določeni vsebnosti Ni se premena gama faze v alfa fazo popolnoma zaduši in tako dobimo jeklo s popolno avstenitno strukturo. Pri vmesnih vsebnostih, ko njegova vsebnost ne zadostja za nastanek popolne avstenitne strukture, dobimo avstenitno-feritno, avstenitno-martenzitno ali martenzitno jeklo z večjo ali manjšo vsebnostjo stabilnega avstenita. Na sliki 6 je prikazan strukturalni diagram Cr-Ni jekla z 0,10–0,13 % C, 0,30–0,48 % Mn in 0,25–0,37 % Si.³



Slika 6
Strukturalni diagram Cr-Ni jekel z vsebnostjo 0,10–0,13 % C, 0,30–0,48 % Mn in 0,25–0,37 % Si

Za izračun sumarnega vpliva legiranih elementov na strukturo Cr-Ni avstenitnih jekel obstaja vrsta empiričnih formul. Naslednja formula nam omogoča določitev tiste količine Ni v jeklu, ki je potrebna za doseganje popolne avstenitne strukture

$$\% Ni = \frac{(Cr + 1,5 Mo - 20)^2}{12} - \frac{Mn}{2} - 35 C + 1,5^3$$

Navedena formula je uporabna samo za jekla z naslednjo kemijsko sestavo:

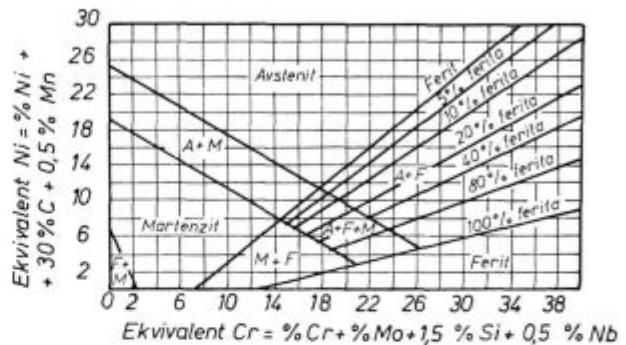
	vsebnost elementov v %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
Min.	0,03	0,30	0,40	14,00	7,50	0,00
Max.	0,20	0,50	4,00	25,00	21,00	3,00

Če je jeklo namenjeno za izdelavo strojnih delov, ki se varijo, moramo za ohranitev popolne avstenitne strukture potrebno količino Ni izračunati po naslednji formuli:

$$\% Ni = 1,1 (Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb) - \frac{Mn}{2} - 30 C - 8,2^3$$

Kot je že navedeno, je za odstranitev možnosti pojava interkristalne korozije potrebno Cr-Ni avstenitnim jeklom dodajati v določenem odnosu do C Ti ali Nb. Ti dodajamo 4,0–5,5-kratno vsebnost C, medtem ko dodajamo Nb 8,0–10,0-kratno vsebnost C.

Za ocenitev karakterja, oziroma plastičnosti Cr-Ni avstenitnih jekel, stabiliziranih z Nb, je izdelan diagram odvisnosti vsebnosti alfa faze od Cr in Ni ekvivalenta, prikazana na sliki 7.³



Slika 7
Diagram vpliva vsebnosti elementov na strukturo Cr-Ni avstenitnih jekel

Potrebno vsebnost Ti lahko izračunamo z naslednjo formulo:

$$\% Ti \geq 5 \times (\% C - 0,03)^3$$

Če je v jeklu prisoten tudi N₂, se del Ti porabi za tvorbo njegovih nitridov in šele preostali del Ti se veže v karbide. Zato moramo v takšnih primerih dodajati večjo količino Ti, ki jo lahko izračunamo z naslednjo formulo:

$$\% Ti \geq 3,43 \times (\% N_2 - 0,002)^3$$

Z raziskavami je ugotovljeno, da se s pregretjem pri termični obdelavi ali pri varjenju Cr-Ni avstenitnih jekel pojavi naklonjenost do medkristalne korozije, posebno še v primerih, če razmerje Ti : C ne ustreza določenim zahtevam. Za doseg popolne uporabnosti Cr-Ni avstenitnih jekel, stabiliziranih s Ti, je potrebno določiti vsebnost prostega C (nevezanega v karbidih) in razmerje Ti : C določiti z naslednjo formulo:

$$C = \frac{Ti}{5} \leq 626 \times 10^{-5} \times \sqrt{2^{n-1}} \times (\% Cr - 16,7)^3$$

C . . . vsebnost C v %

Cr . . . vsebnost Cr v %

TiC . . vsebnost Ti-karbidov (združeno z nitridi) v %

n . . . velikost zrna, določena po 8-stopenjski standardni skali

Dodatek Ti v količini 0,8 % $> Ti \geq 5 \times (\% C - 0,03)$, zaradi močnega dezoksidacijskega dejstva in velike afinitete do N_2 je vzrok nastanka večjih količin Ti-oksidirov in Ti-nitridov, ki pri litju splavajo na površino in se oprimejo sten kokil, oziroma površine ingotov. Zaradi tega imajo valjanci skorjasto površino, kar je specifična napaka teh vrst jekel in je znana pod imenom »titanova poroznost«.

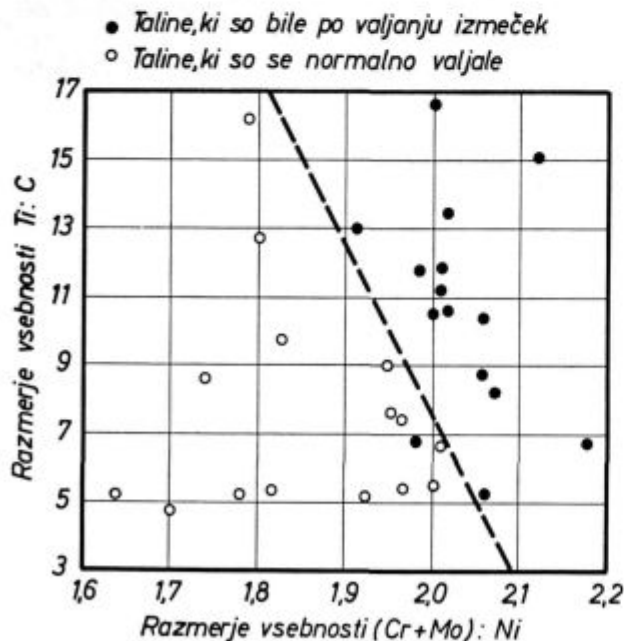
Razen navedenih raziskav in ugotovitev so po navedbah vzhodnonemške literature na osnovi izvednotenja valjarskega izmečka Cr-Ni avstenitnih jekel izvršene raziskave kako vplivajo kemijske sestave, vsebnost alfa faze v osnovni avstenitni strukturi in raztopitev TiC pri kratkotrajnem pregretju ter izločen Cr-karbid, tipa $Cr_{23}C_6$, na predelavnost teh vrst jekel. Raziskane taline so po svoji kemijski sestavi v celoti ustrezale analiznim predpisom tovrstnih jekel. Za vsako talino so vsebnost alfa faze določili metalografsko, in sicer glede na smer valjanja na prečnem in vzdolžnem obrusu kakor tudi na obrusu površinske plasti valjanca. Izceje po kristalnih mejah so raziskovali s pomočjo kolodium odtiska pri 15000-kratni povečavi z elektronskim mikroskopom. Posamezne faze so bile določene röntgensko s Cr-K sevanjem, medtem ko so bili zelo fini delci identificirani s pomočjo odtiskov ekstrakcije z odklonsko metodo. Rezultati teh raziskav so navedeni v tabeli 5 in prikazani na sliki 8.⁶

Vse raziskane taline so izvednotene v odvisnosti od razmerij vsebnosti $Ti : C$ in $(Cr + Mo) : Ni$. Taline, ki so se pod normalnimi pogoji valjale brez izmečka, oziroma z izmečkom, lahko medsebojno ločimo z ločilno črto. S tem načinom ločitve

Tabela 5

St. taline	Vsebnost alfa faze v %	Ti : C	(Cr Mo) : Ni	Oznaka
1	0	5,1	1,93	×
2	0	5,4	1,82	×
3	1	5,2	1,64	×
4	2	4,8	1,70	×
5	2	5,2	1,78	×
6	2	7,7	1,95	×
7	3	9,0	1,95	×
8	3	9,8	1,83	×
9	4	5,4	1,97	×
10	4	5,5	2,00	×
11	4	6,7	2,01	×
12	4	7,6	1,96	×
13	4	8,7	1,74	×
14	5	5,2	2,06	—
15	5	10,5	2,00	—
16	5	13,0	1,91	—
17	6	6,7	1,98	—
18	7	8,0	2,05	—
19	7	16,0	1,79	×
20	8	11,3	2,00	—
21	9	8,9	2,04	—
22	9	11,8	1,98	—
23	10	11,8	2,00	—
24	10	12,6	1,80	×
25	11	10,4	2,05	—
26	11	16,6	2,00	—
27	12	6,9	2,17	—
28	15	13,5	2,02	—
29	15	15,5	2,12	—
30	17	10,5	2,01	—

Legenda: × ... taline, ki so se valjale brez izmečka
— ... taline, ki so se valjale z izmečkom

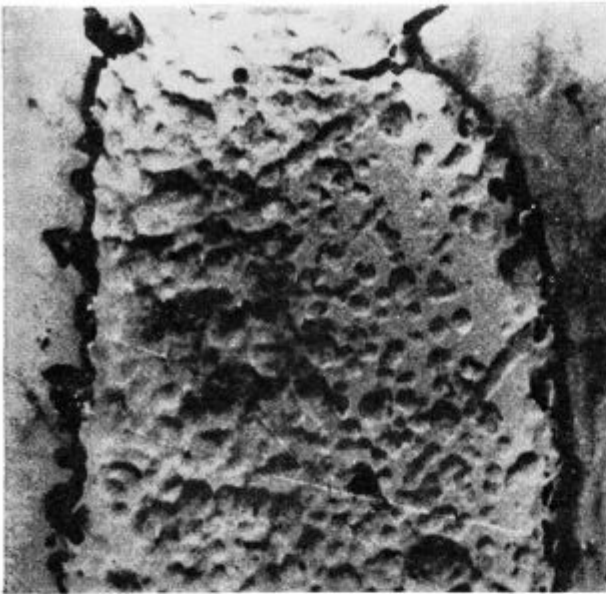


Slika 8

Predelavnost polzkusnih talin vrst jekel Č.4572 (Prok. 11 sp.) in Č.4574 (Prok. 12 sp.) v odvisnosti od razmerja vsebnosti $Ti : C$ in $(Cr + Mo) : Ni$

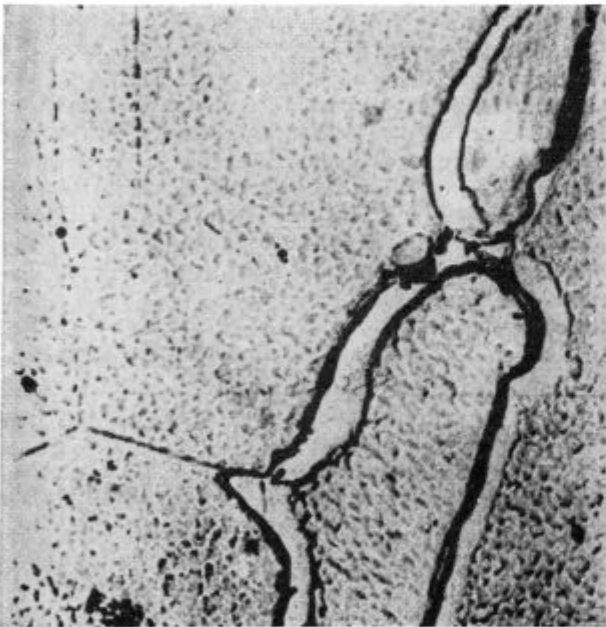
so taline, ki so se valjale brez izmečka, levo, in taline, ki so se valjale z izmečkom, desno od ločilne črte. Iz navedenega sledi, da je možnost nastanka izmečka podana s kemijsko sestavo jekla in s tem v zvezi pogojena z vsebnostjo alfa faze v jeklu. Če je talina glede na kemijsko sestavo razvrščena desno od ločilne črte, je zelo verjetno, da bo pri valjanju nastopil izmeček, oziroma obratno. Iz tega sledi, da nezadostna predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel izhaja iz nepravilne kemijske sestave jekla, oz. iz neprimerne strukture jekla.

Iz tabele 5 lahko ugotovimo, da sta talini št. 23 in 24 imeli v litem stanju enako vsebnost alfa faze, to je 10 %. Pri valjanju ingotov taline št. 24 izmeček ni nastopil, medtem ko je pri valjanju ingotov taline 23 izmeček nastopil. Vzrok navedenega je razviden iz elektronsko mikroskopskega posnetka (glej sliki 9 in 10). Na mejah kristalnih zrn taline št. 24 lahko ugotovimo samo nezatno količino izločkov (slika 9), medtem ko pri talini št. 23 (slika 10) ob kristalnih alfa faze ugotovimo izločke ene tuje faze. Z izolacijo teh je ugotovljeno, da so to Cr-karbid, tipa $Cr_{23}C_6$.



Slika 9

Kristalna meja taline št. 24, kolodium odtisek (15.000 ×)

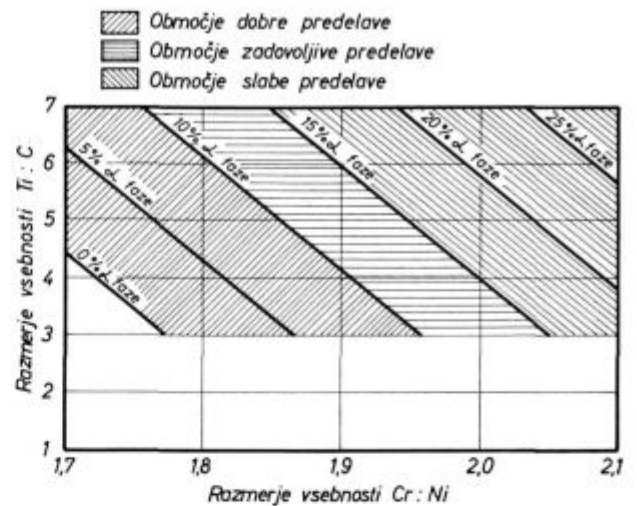


Slika 10

Kristalna meja taline št. 23 obdana z Cr₂₃C₆, kolodium odtisek (15.000 ×)

Iz navedenega sledi, da so različne predelovalne lastnosti ferita in avstenita vzrok, da se poveča napetost na kristalnih mejah med alfa in gama fazo. S pojavom teh koncentracij napetosti so podani ugodni energetski pogoji, da se iz trdne raztopine izločijo Cr-karbid. Prisotnost karbidov na kristalnih mejah povzroča zmanjšanje ali celo izgubo plastičnosti Cr-Ni avstenitnih jekel.

Izvršene raziskave predelavnosti Cr-Ni avstenitnih jekel potrjujejo, da ima na predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel odločujoči vpliv kemijska



Slika 11

Vpliv razmerja Cr: Ni in Ti: C na vsebnost alfa faze v jeklu Č.4572 (Prokron 11 sp.)

sestava jekla. Zato je priporočljivo, da se zadnje dolegiranje posameznih elementov izvrši na osnovi navedenih formul ali na osnovi diagrama, prikazanega na slikah 7, 8 in 11, in nomograma, prikazanega na sliki 12.

Stanje jekla:

Največje vsebnosti alfa faze v nerjavečih Cr-Ni avstenitnih jeklih nastopajo v litem stanju. S plastično predelavo se vsebnost alfa faze znatno zmanjša zaradi drobljenja primarnih kristalov ferita in pri ustrezni temperaturi zaradi možnosti nadaljnje topitve ferita v avstenitu. Konkretnih podatkov o zmanjšanju vsebnosti alfa faze s plastično predelavo še ni. Po podatkih sovjetskih avtorjev se vsebnost alfa faze z valjanjem bram v pločevino zmanjša za 2 do 3-krat.

Bochin¹ navaja na osnovi statističnih rešitev naslednje zmanjšanje vsebnosti alfa faze pri valjanju ingotov v gredice:

Stanje jekla	Hitro ogrevanje Stopnja vsebnosti	Počasno ogrevanje alfa faze po GOST-u 11878-66
ingot	2,23	2,23
gredica	1,48	1,52

Ugotovljeno je, da se s plastično predelavo pri majhni vsebnosti alfa faze, to je do ca. 10 % ta zmanjša na 0 %, oziroma na minimalno vrednost. Pri večjih vsebnostih se količina alfa faze zmanjša za ca. 50 %.

Nevšečnosti, ki nastopajo zaradi dvofazne strukture

Medtem, ko so majhne vsebnosti ferita manj škodljive za plastično predelavo, so vsebnosti ferita nad 5 % zelo neprijetne, torej direktno vpli-

Primer:

17,1%Cr

11,5%Ni

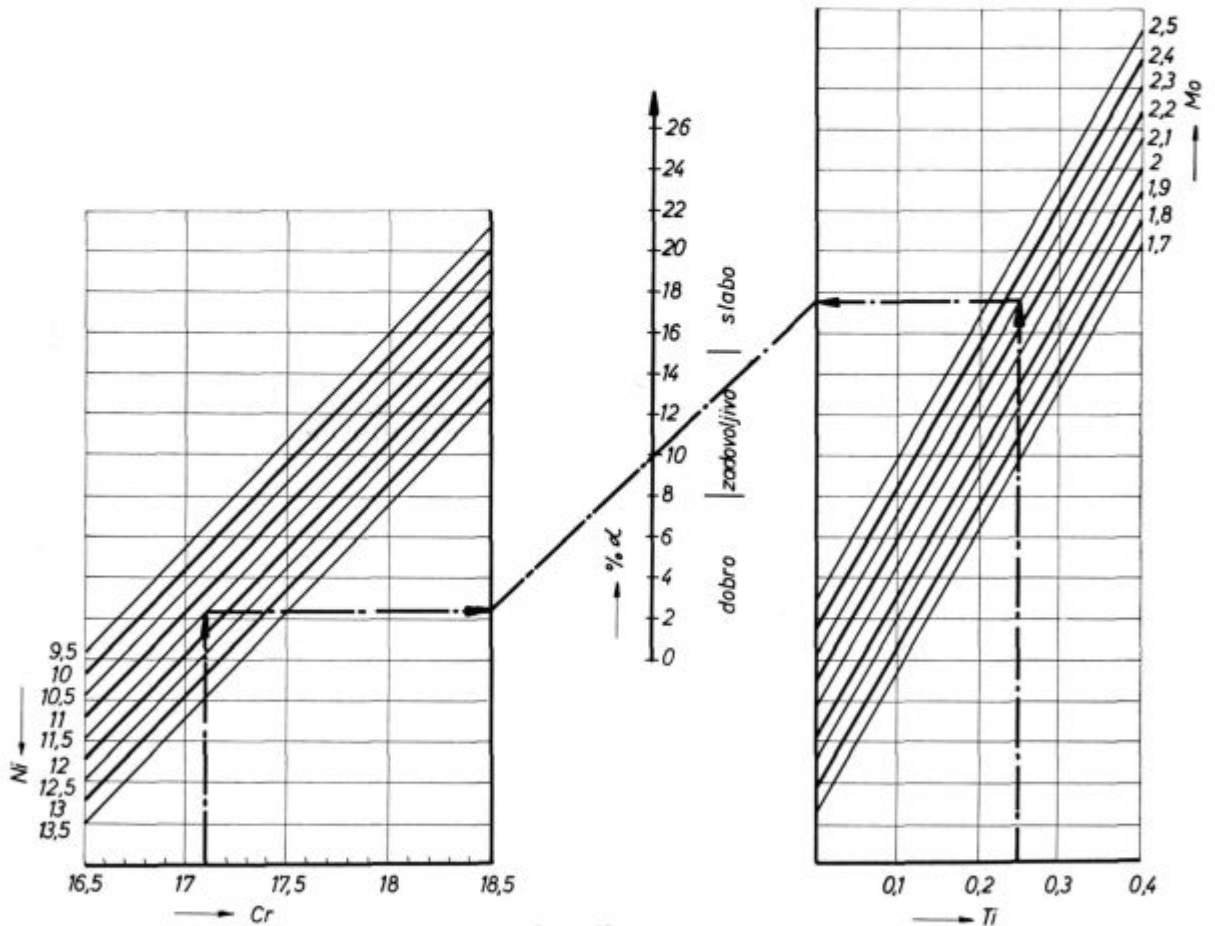
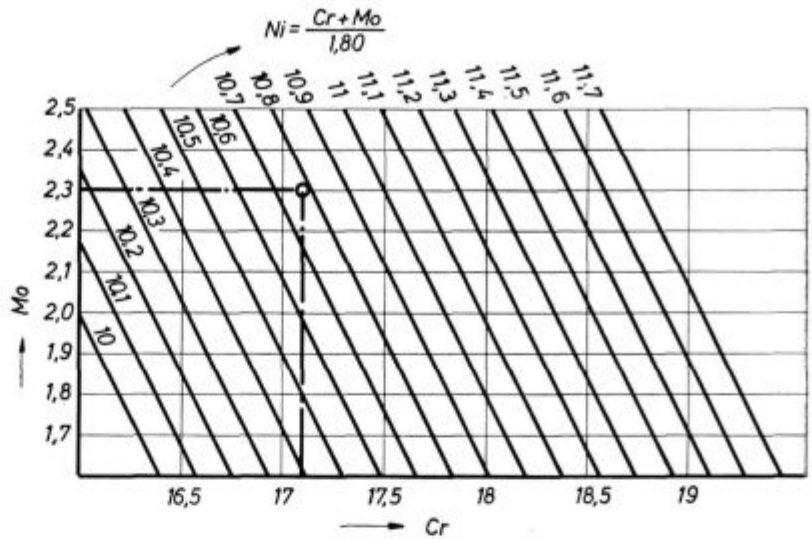
0,05%C

2,3%Mo

vsebnost
v
analizi

0,25%Ti

10% α faze



Slika 12

Nomogram za določitev vsebnosti alfa faze po formuli: % alfa faze = -9143 + 5,24 Cr - 1,04 Ni + 35,33 Ti + 6,5 Mo

vajo na plastičnost teh vrst jekel. Razpoke, ki nastopajo pri vroči predelavi, povzročajo feritni otočki zaradi različnih plastičnosti in duktilnosti obeh faz.

Rezultati raziskav raznih avtorjev soglasno potrjujejo negativni vpliv prisotne alfa faze na plastičnost teh jekel.

Negativni vpliv alfa faze na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel je pripisati preoblikovalnim lastnostim in rekristalizacijskim hitrostim avstenita in ferita, ki sta osnovni fazi strukture teh jekel. Odpranost deformacije Cr-Ni avstenitnih jekel se posebno poveča pri povišanih temperaturah in velikih hitrostih deformacije. Velik vpliv na defor-

macijsko odpornost ima povišana vsebnost C. Pri istočasnem povečanju vsebnosti Ti, Nb, Mo in W se plastičnost teh vrst jekel izboljša.

Odvisnost kontrakcije od vsebnosti alfa faze in temperature pri Cr-Ni jeklih je raziskoval Geussier in ugotovil, da so najmlajše kontrakcije v območju 1050—1350°C imela jekla z 20—30 % alfa faze, pri večjih vsebnostih se je kontrakcija povečala.

Na osnovi laboratorijskih raziskav so Geussier, Castro in Colombier izdelali diagram odvisnosti plastičnosti Cr-Ni jekel od vsebnosti alfa faze in temperature. Najneugodnejši pogoji plastičnosti nastopajo pri jeklih z vsebnostjo alfa faze 15—18 in 30—40 %.

Načini določevanja vsebnosti alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih:

Glede na zapletenost vpliva različnih faktorjev na nastanek in količino alfa faze je večina načinov zasnovanih na osnovi izračunov z empiričnimi formulami. Rezultati posameznih izračunov se med seboj razlikujejo. Posamezne formule za izračun vsebnosti alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih so navedene v tabeli 6¹.

Razen navedenih formul literatura navaja za izračun vsebnosti alfa faze v jeklu Č. 4572 (Prokron 11 sp.) naslednjo formulo:

$$\% \text{ alfa faze} = -17,44 - 235,38 C + 7,11 Cr - 9,62 Ni + 31,59 Ti^1$$

C, Cr, Ni in Ti . . . vsebnosti posameznih elementov v %

Navedena formula je uporabna za izračun vsebnosti alfa faze v jeklih naslednje kemijske sestave:

Vsebnost elementov v %

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Cr:Ni	Ti:C
Min.	0,07	0,90	0,10	17,00	8,90	0,30	1,70	3,00
Max.	0,15	2,10	0,75	19,30	10,30	0,65	2,10	9,00

Ravno tako literatura navaja za izračun vsebnosti alfa faze v odvisnosti od razmerij Cr:Ni in Ti:C za jeklo Č. 4572 (Prokron 11 sp.) naslednjo formulo:

$$\% \text{ alfa faze} = -103,93 + 2,76 \frac{Ti}{C} + 53,91 \frac{Cr^1}{Ni}$$

Za ovrednotenje plastičnosti, oziroma za ocenitev karakterja taline jekla Č. 4572 (Prokron 11 sp.) je izdelan diagram odvisnosti alfa faze od razmerij Cr:Ni in Ti:C, ki je prikazan na sliki 11. Če je po diagramu ugotovljena vsebnost alfa faze pod 10 %, je plastičnost jekla zadovoljiva. S povečanjem vsebnosti alfa faze se plastičnost zmanjšuje in končno doseže vrednost, ko je valjanje težavno ali celo neizvedljivo.

Kot je iz diagrama razvidno, je vsebnost alfa faze in s tem plastičnost jekla Č. 4572 (Prokron 11 sp.) odvisna od razmerij Cr:Ni in Ti:C. Zato je potrebno, da je v končni kemijski sestavi jekla razmerje Ti:C = 4 in Cr:Ni maksimalno 1,85.

Tabela 6

Način po		Koriščenje vrednosti
1. Schaeffler	$Cr_{ekv} = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb$ $Cr_{ekv} = Ni + 30 C + 0,5 Mn$	Po diagramu sl. 7
2. Fišman	stopnja alfa = $1,0 Si + 0,5 Cr + 1,64 Ti - 10,86 C - 0,29 Ni - 0,08 Mn - 4,64$	Vsebnost alfa faze po GOST-u 11878-66
3. Šana	$A = 30 C + Ni + 11,8 - 1,3 Cr$	$A < 1$ — slaba plastičnost $A > 1$ — dobra plastičnost
4. Newell-Fleischman	$\% Ni = \frac{(Cr + 1,5 Mo + 20)^2}{12} - \frac{Mn}{2} - 35 C + 15$	$Ni_{izr} < Ni_{stvar}$ monofazna struktura
5. VŽKG	$\% Ni = 1,3 Cr + 1,5 Mo + 1,5 Si + 3 Ti - 0,5 Mn - 30 C - 13,2$	$Ni_{izr} < Ni_{stvar}$ monofazna struktura
6. Pospišil	$\% Ni = 0,8 (Cr + 1,5 Mo - 20)^2 - 0,5 Mn - 35 C + 15$	$Ni_{izr} < Ni_{stvar}$ monofazna struktura

Razen formul, navedenih v tabeli 6, je za izračun vsebnosti alfa faze v jeklu Č. 4574 (Prokron 12 sp.) uporabna naslednja formula:

$$\% \text{ alfa faze} = -91,43 + 5,24 \text{ Cr} - 1,04 \text{ Ni} + 35,33 \text{ Ti} + 6,50 \text{ Mo}^1$$

Navedena formula je uporabna za jekla naslednje kemijske sestave:

Beavel⁴. Plastičnost pri tem načinu preiskave določamo na osnovi razpok, ki nastajajo na robovih gnetenih pogač. Pri tej metodi je težko podati numetično oceno plastičnosti, ki bi natančno ovrednotila sposobnost jekla za plastično predelavo. Pri Cr-Ni avstenitnih jeklih z dvofazno strukturo predstavljajo nastale razpoke signal, kje je limita vsebnosti alfa faze, od katere naprej na-

	Vsebnost elementov v %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Mo	(Cr + Mo):Ni	Ti:C	
Min.	0,07	1,00	0,20	17,00	9,40	0,20	1,75	1,80	3,00	
Max.	0,12	1,60	0,70	19,50	11,20	0,60	2,30	2,30	7,50	

Ocena plastičnosti Cr-Ni avstenitnih jekel:

Vse metode za ocenitev plastičnosti Cr-Ni avstenitnih jekel moramo aplicirati na lito stanje ingota. V večini primerov je denaturalizacija ingota tista, ki povzroča težave pri plastični predelavi jekla, medtem ko prekristalizacija zabriše lastnosti litega stanja jekla.

Pri trgalnih poizkusih surovih prob v vročem stanju redko dobimo pravilni lom, zaradi česar dvomimo o objektivnosti ocene plastičnosti. Pri preiskavah s torzijskim poizkusom v vročem je število obratov do preloma tako majhno, da je vrednost rezultatov dokaj dvomljiva.

V praksi je nemogoče dobiti vzorce industrijskega ingota, s katerimi bi dobili veljavne rezultate. Zato moramo bazirati na laboratorijskih poizkusih z vzorci v predelanem stanju, kar imenujemo »intersekcijski poizkus«, s katerim dobimo rezultate orientacijske vrednosti. S takšnimi poizkusi eliminiramo nekaj rezultatov, ki so vezani na lito strukturo in so za prakso velikega pomena.

Razen navedenih metod za ocenitev plastičnosti jekel je uporaben tudi poizkus gnetenja in raztržni poizkus v vročem stanju. Uporabo poizkusa gnetenja priporoča Post, Schoffstal in

stopajo pri plastični predelavi težave. Na sliki 13 so razvidni preizkušanci po gnetenju Cr-Ni avstenitnega jekla z minimalno vsebnostjo alfa faze, kjer je valjanje potekalo brez težav, medtem ko so na sliki 14 prikazani preizkušanci po gnetenju s povečano vsebnostjo alfa faze, ko valjanje ni bilo izvedljivo.

Raztržni poizkus v vročem stanju običajno vršimo na 30-tonskem stroju s hitrostjo 4 %/sek. Ta preiskava je gotovo najuporabnejša in na njeni osnovi lahko ugotovimo odvisnost plastičnosti jekla od temperature in hitrosti deformacije. V ta namen je najprimernejši preizkušavec, premera 10 mm, uporabne dolžine 50 mm in skupne dolžine 100 mm. Ogrevamo običajno v cilindrični peči, in sicer v času 10 min. Plastičnost ocenjujemo na osnovi raztezka, oziroma kontrakcije. Ugotovljeno je, da so rezultati te metode uporabnejši za ocenitev sposobnosti jekla za valjanje kot za kovanje.

Za določitev kovnosti Cr-Ni jekel je najprimernejši raztržni poizkus z udarcem v vročem stanju. Pri tem poizkusu preizkušavec ogrevamo v mufelni peči z avtomatsko regulacijo. Trgamo ga v vzdolžni smeri z udarcem na Amsler-jevem stroju energije, udarca 30 kpm. V ta namen so najprimernejši preizkušanci premera 6 mm, uporabne dolžine 38 mm in skupne dolžine 100 mm. Preiskujemo običajno v presledkih po 50° C, medtem ko v območju plastične predelave znašajo presledki po 25° C. Kovnost ocenjujemo na osnovi kontrakcije, včasih raztezka ali pa absorbirane energije, kot je to razvidno iz slike 15 in 16.

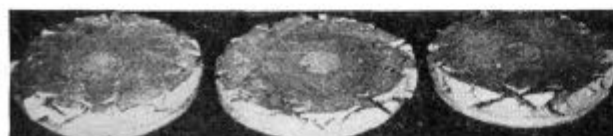
Iz navedenih slik lahko ugotovimo, da kovanje Cr-Ni avstenitnih jekel poteka normalno, če je vrednost kontrakcije večja od 70 %. Če je kontrakcija 50—70 %, nastopajo pri kovanju težave, medtem ko je pri kontrakciji, manjši od 50 %, kovanje neizvedljivo.

S preiskavami plastičnosti je ugotovljeno, da Cr-Ni avstenitna jekla, ki imajo zaradi nepravilne kemijske sestave ali nepravilne tehnologije izdelave več od 15 % alfa faze, niso sposobna za plastično predelavo.



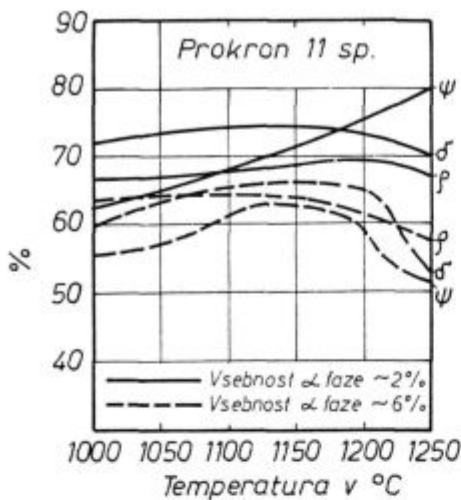
Slika 13

Krčilne probe Cr-Ni avstenitnega jekla z zadovoljivo plastičnostjo



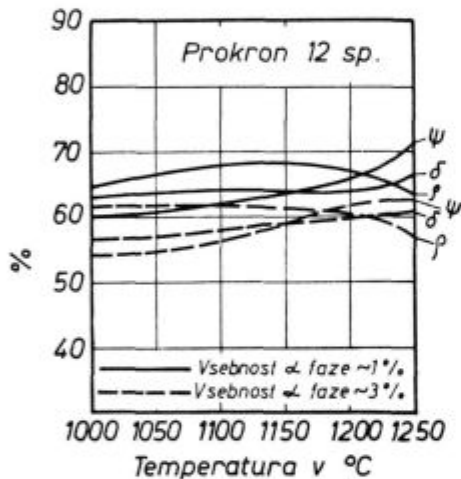
Slika 14

Krčilne probe Cr-Ni avstenitnega jekla z nezadovoljivo plastičnostjo



Slika 15

Vpliv vsebnosti alfa faze in temperature ogrevanja na raztezek — δ , kontrakcija — ψ in absorbirano delo — ρ jekla Č.4572 (Prokron 11 sp.)



Slika 16

Vpliv vsebnosti alfa faze in temperature ogrevanja na raztezek — δ , kontrakcija — ψ in absorbirano delo — ρ jekla Č.4574 (Prokron 12 sp.)

Hitrost deformacije in način delovanja sile pri raztržnem poizkusu z udarcem v vročem stanju sta konstantni in podobni pogojem, ki nastopajo pri kovanju.

V železarni Ravne smo odvisnost plastičnosti Cr-Ni avstenitnih jekel od vsebnosti alfa faze in temperature ogrevanja raziskovali s torzijskim poizkusom v vročem stanju. V ta namen smo v 30 kp indukcijski peči izdelali poizkusne taline namensko različnih kemijskih sestav in z različnimi vsebnostmi alfa faze.

Zaradi slabe mehanske obdelovalnosti lite strukture Cr-Ni jekel smo vzorce uporabnega dela preizkušancev odlili v pesek. Na koncih litih vzorcev smo topo navarili vpenjalne dele preizkušancev iz jekla C. 1330.

Kemijske sestave in računsko ter metalografsko določena vsebnost alfa faze je razvidna v tabeli 7.

Tabela 7

Naziv elementa	Oznaka taline		
	1	2	3
	Vsebnost elementa v %		
C	0,04	0,06	0,05
Si	0,72	0,49	0,63
Mn	1,20	1,78	1,38
S	0,027	0,023	0,023
Cr	19,00	17,40	18,00
Ni	11,90	13,90	12,50
Mo	2,45	1,92	2,28
Ti	0,23	0,22	0,26
Cu	0,17	0,16	0,19
izračunana			
vsebnost alfa faze	19,8	6,00	13,90
metalografsko			
določena vsebnost			
alfa faze	20,00	6,00	14,00

Preiskave plastičnosti jekla s torzijskim poizkusom v vročem stanju so bile izvršene v temperaturnem območju 1100—1350° C v presledkih po 50° C in pri vrtilnem momentu 740 obr./min.

Ugotovljena plastičnost preizkušancev talin št. 1, 2 in 3 v litem stanju je izredno majhna in ne dosega 5 obratov. Podobne rezultate je dobil G. (BHM, 1968, zvezek 3, stran 114—123) pri preiskavah podobne vrste jekla v temperaturnem območju 1200—1250° C.

Glede na vsebnost alfa faze bi talina št. 2 morala imeti največjo plastičnost, je pa ravno obratno. Vzrok je v prisotnosti mikro lunckerjev in rahle sredine, zlasti pri preiskanih vzorcih taline št. 2.

Po navedbah literature se plastičnost jekla Č. 4574 (Prokron 12 sp.) znatno izboljša s predhodno termično obdelavo. S tem se mrežasta oblika alfa faze spremeni v bolj ali manj krogličasto obliko, kar zlasti nastopa pri žarjenju na 1200° C. Ravno tako so s to termično obdelavo podani pogoji, da se na kristalnih mejah C izloči v obliki drobnih in enakomerno porazdeljenih karbidov in ne v obliki kontinuirne mreže karbidov.

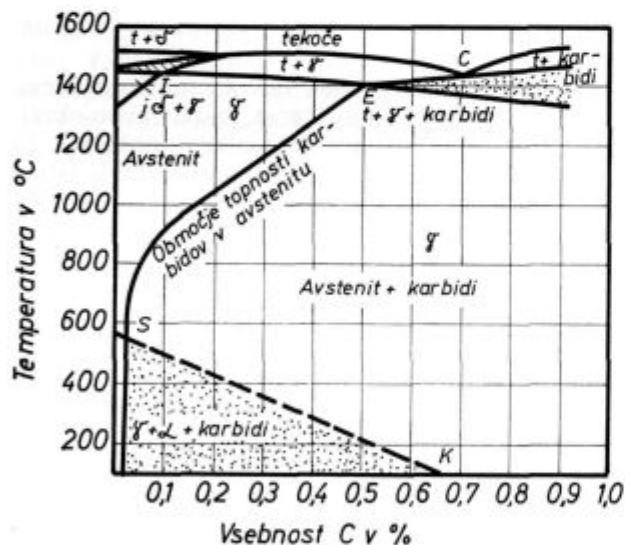
Na osnovi navedenih ugotovitev je izvršeno žarjenje vzorcev na temperaturi 1200° C v času 16 ur. Z metalografskim pregledom žarjenih vzorcev so ugotovljene naslednje spremembe: v talini št. 1 se je nekoliko zmanjšala vsebnost alfa faze, občutno pa se je spremenila njena oblika, in sicer iz mrežaste v zrnato obliko. V talini št. 2 alfa faze ni bilo več, medtem ko so v talini št. 3 še tu in tam ugotovljeni ostanki alfa faze.

Torzijska preiskava plastičnosti je na teh preizkušancih izvršena pod enakimi pogoji, in sicer v temperaturnem območju 1200—1300° C. Plastičnost se je z navedenim načinom termične obde-

lave pri talini št. 1 izboljšala, pri talini št. 2 se ni in pri talini št. 3 se je znatno izboljšala. Ker je znano, da je odvisnost plastičnosti Cr-Ni avstenitnih jekel od vsebnosti alfa faze zelo velika, lahko sklepamo, da so pri preiskavah plastičnosti litega stanja zelo pomembni še drugi pogoji, kot so: poroznost, porazdelitev in oblika alfa faze, kristalna struktura, izceje itd., kar zlasti potrjujejo doseženi rezultati izvršenih preiskav taline št. 2.

Vpliv ogrevanja:

Plastičnost, oziroma stabilnost avstenitne strukture nerjavečih Cr-Ni jekel je v znatni meri odvisna od spremembe topnosti C, oziroma karbidov s temperaturo. V Cr-Ni avstenitnih jeklih, ki so po svoji kemijski sestavi v bližini meje med alfa in gama fazo, je izločanje karbidov iz trdne raztopine vezano na različne koncentracije elementov, kar v vrsti primerov povzroči premeno alfa faze v gama. Te premene potekajo pretežno po kristalnih mejah, kjer je trdna raztopina najrevnejša s C in Cr. Največji vpliv na topnost C, oziroma karbidov ima temperatura, kar je razvidno iz slike 17. Navedbe o topnosti C v gama trdni raztopini pri sobni temperaturi so zelo različne. Tako znaša topnost C po Bein-u, Krivobok-u 0,02 %, po Binder-u, Resenberg-u in Frenks-u 0,015 %, medtem ko po zadnjih ugotovitvah Resenberg-a in Eirischa znaša 0,007 %.

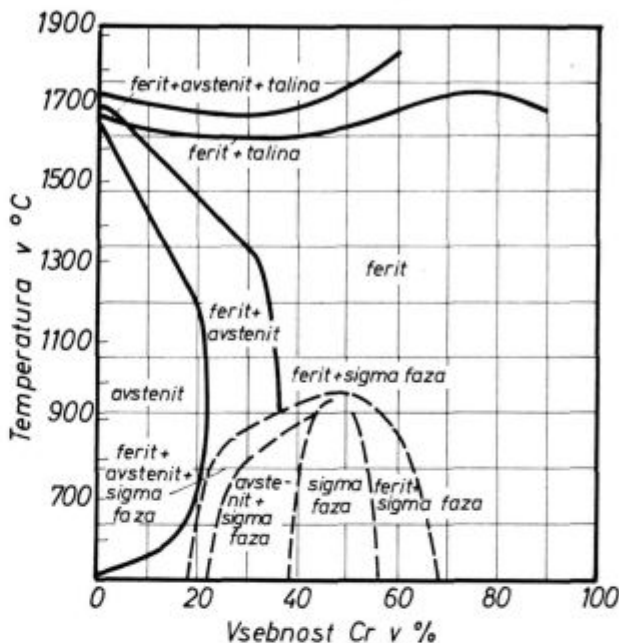


Slika 17

Pseudobinarni diagram jekla z vsebnostjo 18 % Cr in 8 % Ni v odvisnosti od vsebnosti C

C že v majhnih količinah vpliva na obstojnost posameznih faz in pri višjih temperaturah širi avstenitno območje ter prehaja v trdno raztopino. Pri daljšem ogrevanju na temperaturah pod črto raztapljanja karbidov dobimo prenasičeno raztopino in se prebitni C izloča po kristalnih mejah v obliki karbidov. S tem se zmanjša plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel.

Najširše območje obstojnosti avstenita v Fe-Cr-Ni zlitinah je v temperaturnem območju 1100—1150° C (glej sliko 18). Povečanje temperature nad območje obstoja homogenega avstenita omogoča pojav heterogene strukture z določeno vsebnostjo alfa faze.



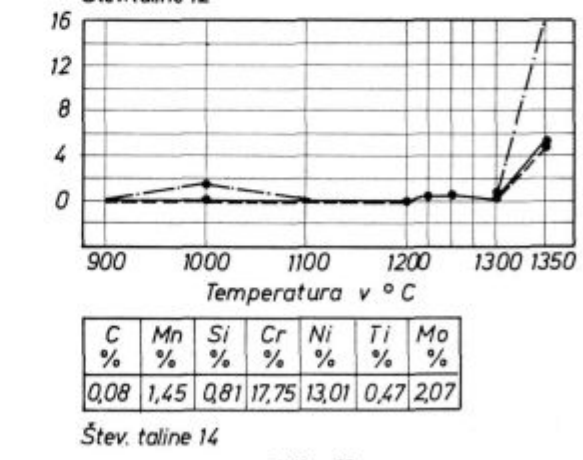
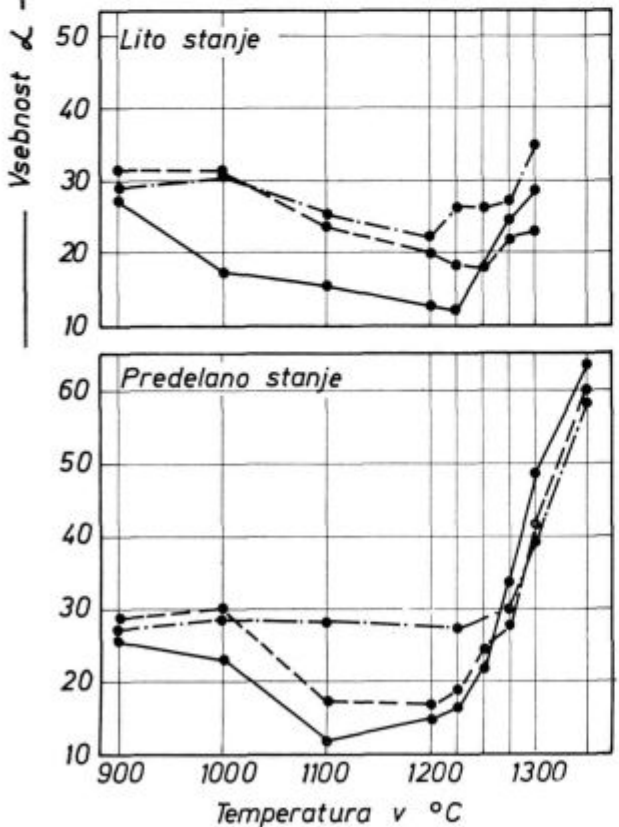
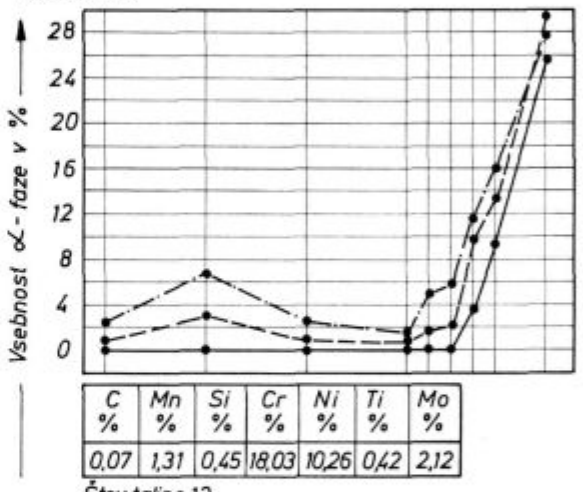
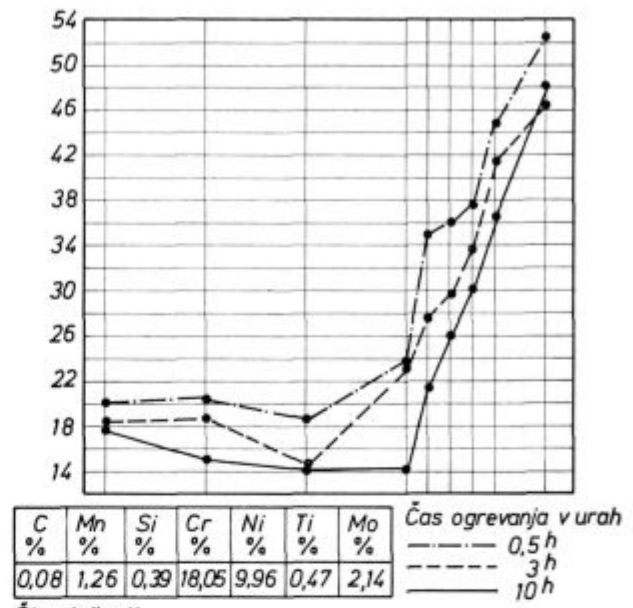
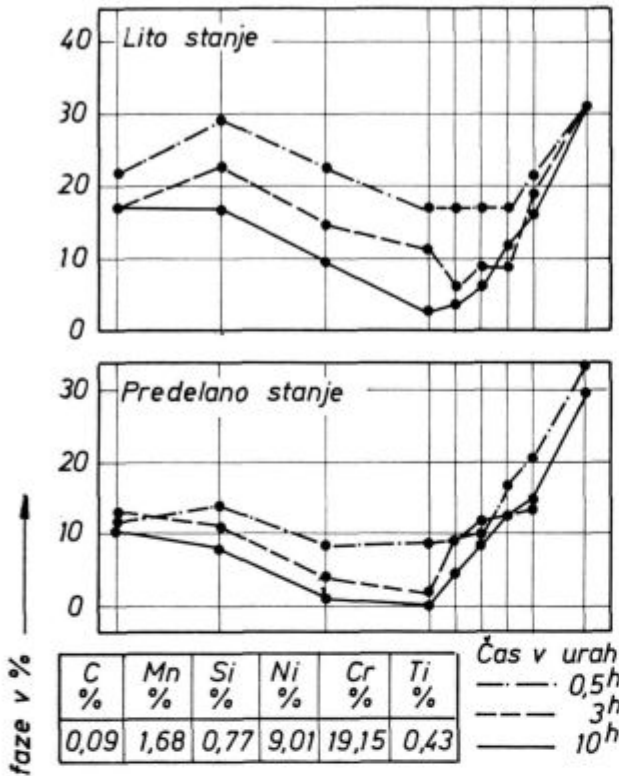
Slika 18

Ravnotežni diagram Fe-Cr-Ni pri vsebnosti 8 % Ni

Z vprašanjem vpliva temperature in časa ogrevanja na pojav alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih se je ukvarjala vrsta avtorjev in ugotovitve njihovih raziskav za jekli Č. 4572 (Prokron 11 sp.) in Č. 4574 (Prokron 12 sp.) so prikazane na slikah 19 in 20¹.

V temperaturnem območju 400—900° C se vsebnost alfa faze litega stanja jekla praktično ne menja, nastopa samo minimalno izločanje karbidov. V preoblikovanem jeklu se zmanjšanje vsebnosti alfa faze prične že pri 600—800° C, zlasti pa, če znaša čas ogrevanja 2 do 3 ure. Pri daljših časih ogrevanja je zmanjšanje vsebnosti alfa faze nezatno. V litem stanju jekla v temperaturnem območju 1000—1250° C nastopa postopno zmanjšanje vsebnosti alfa faze, medtem ko se v temperaturnem območju 1250—1300° C vsebnost alfa faze postopoma povečuje. Povečanje vsebnosti alfa faze se pričinja na kristalnih mejah in se širi v notranjost. S povečanjem temperature se povečanje vsebnosti alfa faze pospeši. V predelanem jeklu poteka premena alfa faze v gama hitreje in največje zmanjšanje vsebnosti alfa faze nastopi po ogrevanju v času 6 do 8 ur, s katerim dosežemo še nezatni ostanek alfa faze.

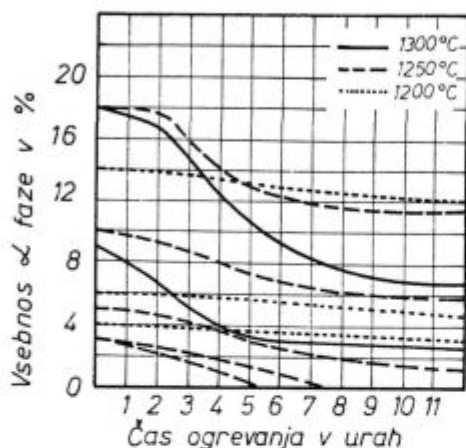
V ingotu najhitreje poteka premena alfa faze v gama v površinskem sloju, ker je v njem avstenit manj stabilen in stremi k izravnavi razlik vsebnosti alfa faze površinskega sloja in jedra ingota.



Slika 20 Vpliv temperature in časa ogrevanja na vsebnost alfa faze v jeklu C.4574 (Prokron 12 sp.)

Slika 19 Vpliv stanja jekla na vsebnost alfa faze v odvisnosti od temperature in časa ogrevanja za jeklo C.4572 (Prokr. 11 sp.)

Po francoskih avtorjih je ogrevanje za zmanjšanje vsebnosti alfa faze v tem, da jeklo ogrevamo več ur na 1250—1300°C. Na sliki 21 je prikazan vpliv ogrevanja na vsebnost alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jeklih⁴. Iz slike je razvidno, da največji efekt dosežemo z ogrevanjem na 1300°C. Pri talinah z veliko vsebnostjo alfa faze dobimo zadovoljive rezultate z ogrevanjem na 1250°C pod pogojem, da je čas ogrevanja dovolj dolg. S tem načinom homogenizacije premena alfa faze v gama poteka počasi in parcialno, kar pospešujejo gama geni elementi.



Slika 21

Vpliv temperature in časa ogrevanja na vsebnost alfa faze v Cr-Ni avstenitnih jekel

Po ugotovitvah sovjetskih avtorjev² mora biti temperatura in čas ogrevanja Cr-Ni avstenitnih jekel takšna, da se gotovo raztopijo karbidi, ker drugače pri valjanju nastajajo razpoke. S pregretjem jekla nastopi povečanje kristalov in vsebnosti alfa faze, zaradi česar se zmanjša plastičnost jekla. V temperaturnem območju 950—1200°C se feritna faza vse bolj topi v avstenitu in pri ca. 1200°C doseže minimalno vsebnost. Z nadaljnjim povečanjem temperature ogrevanja se vsebnost alfa faze in velikost kristalov povečata, medtem ko pri 1300°C dobi ferit dendritno zgradbo.

Po navedbah literature so s specialnimi raziskavami v zavodih Dnjeupospestal ugotovili, da se pri Cr-Ni avstenitnih jeklih z zmanjšano vsebnostjo nekovinskih vključkov in z vsebnostjo alfa

faze pod 15—20 % ter z razmerjem $\frac{\text{Ti}}{\text{C}} < 1,8 \frac{\text{Cr}}{\text{Ni}}$

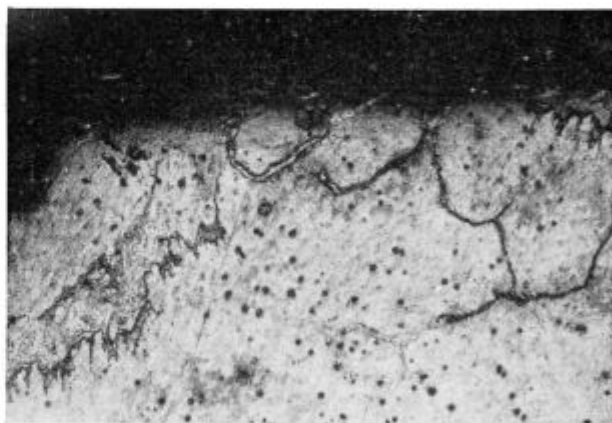
dovoljuje intenzificirani režim ogrevanja in povečati temperaturo ogrevanja na 1270—1280°C. Pri Cr-Ni avstenitnih jeklih z vsebnostjo alfa faze nad 15—20 % temperatura ogrevanja ne sme biti večja od 1250°C, medtem ko se moramo pri jeklih z vsebnostjo alfa faze 35—45 % pri ogrevanju posluževati specialnih ukrepov. Za zmanjšanje vsebnosti alfa faze moramo ingote takšnih talin ogrevati v temperaturnem območju 1150—1180°C izredno počasi z enakomernim dviganjem temperature

v času več ur. Ravno tako moramo pri valjanju ingotov takšnih talin v začetnih vtikih zmanjšati odvzeme.

Bolj vroči deli ingotov, to so običajno vogali, imajo povečano vsebnost alfa faze, kar je vzrok, da se na teh mestih pri valjanju pojavijo raztrganine. S prakso valjanja je ugotovljeno, da je v takšnih primerih potrebno podaljšati čas ogrevanja za 2 do 4 ure in istočasno zmanjšati temperaturo ogrevanja za 20 do 30°C. V teh primerih je v začetnih vtikih dovoljena maksimalna redukcija 7 do 10 %.

Vpliv atmosfere peči

V železarni Ravne smo raziskali vpliv atmosfere peči na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel. Ogrevanje je bilo izvršeno v potisni peči, kurjeni z generatorskim plinom, ki je vseboval ca. 6 mgS/Nm³. Skupni čas ogrevanja je znašal 6 do 7 ur, medtem ko je znašala začetna temperatura valjanja 1180—1190°C. V času valjanja so na površini valjancev že po prvih vtikih nastopile večje ali manjše raztrganine. S kemijsko analizo vzorcev površinske plasti valjancev v globini ca. 4 mm je ugotovljeno, da se je vsebnost S povečala od 0,025 na 0,086 % ali za ca. 3-kratno vrednost. Z metalografskim pregledom vzorcev površinske plasti valjancev je ugotovljeno, da je S atmosfere peči difundiralo po mejah avstenitnih zrn v notranjost do globine ca. 4 mm, kar je razvidno iz slike 22.



Slika 22

Avstenit po mejah kristalnih zrn je difundiralo S

Z navedenimi raziskavami je ugotovljeno, da ima razen vpliva temperature in časa ogrevanja znaten vpliv na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel tudi atmosfera peči za ogrevanje jekla. Zaradi afinitete Ni do S, S atmosfere peči difundira po mejah avstenitnih zrn v jeklo in s tem zmanjšuje njegovo plastičnost. V času valjanja Cr-Ni jekla s povečano vsebnostjo S v površinski plasti nastajajo na površini valjancev večje ali manjše raztrganine. Na ta način S atmosfere peči za ogrevanje negativno vpliva na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel.

Valjanje

Začetna temperatura valjanja Cr-Ni avstenitnih jekel je 1150—1200°C, medtem ko znaša končna temperatura valjanja ca. 900°C.

Končna temperatura valjanja in stopnja deformacije pri zadnjih vtikih vplivata na velikost zrna, ki ga s toplotno obdelavo v odsotnosti faznih premen ne moremo popraviti. Z znižanjem končne temperature valjanja pod temperaturo rekristalizacije (850—900°C) nastopa hladna deformacija in delno razpad avstenita, izločanje karbidov ter povečanje vsebnosti alfa faze, kar zmanjša plastičnost jekla in pri valjanju povzroča nastanek raztrganin.

Skaja Cr-Ni avstenitnih jekel (za razliko od sorazmerno krhke škaje C-jekel) tvori na površini valjancev tenko, ravno in tesno prilegajočo se kožico, ki se v času valjanja težko odstrani ne samo z obračanjem valjancev, ampak tudi pri valjanju v rebrastih kalibrnih. V procesu valjanja, posebno pa še pri valjanju trakov, nastaja motnorrjavkasta škaja.

V tabeli 8 je prikazan plan vtikov za valjanje ingotov Cr-Ni avstenitnih jekel na blooming-u. Valjanje poteka z dvojnimi ogrevanjem. Najprej se jeklo ogreje na temperaturo valjanja 1180 do 1190°C s počasnim predgrevanjem v času ca. 5 ur. Pri nezadostni začetni temperaturi valjanja valji pri posameznih vtikih zelo slabo prijemajo. Do odstranitve konicitete vršimo valjanje z odvzemi 10 do maksimalno 15 mm. S povečanjem začetne temperature valjanja nad navedeno nastopi intenzivno povečanje kristalov in s tem ustrezno zmanjšanje plastičnosti. Po drugem ogrevanju na temperaturo valjanja 1230 do 1240°C lahko izvršimo

valjanje z odvzemi 15 do 25 mm in v rebrastih kalibrnih do 40 mm na vtik.

Valjanje manjših ingotov in predvaljanih gredic lahko izvršimo po planih vtikov za legirana konstrukcijska jekla.

Vpliv čiščenja ingotov in polproizvodov

V železarni Ravne je raziskan vpliv čiščenja ingotov in polproizvodov na predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel. V ta namen je bila s površine določenega števila ingotov poizkusnih talin s struženjem na specialnih stružnicah odstranjena površinska plast, debeline 10 mm, kar predstavlja ca. 9,5 % teže ingota. Na ta način so bile odstranjene vse površinske napake, ki bi lahko vplivale na predelovalnost, oziroma na kakovost površine polproizvodov. Od istih talin je bilo pod enakimi pogoji izvaljano v polproizvode določeno število surovin in čiščenih ingotov. Z brušenjem površine polproizvodov do zahtevane kakovosti za valjanje v končne proizvode je bilo potrebno pri valjancih, izvaljanih iz struženih ingotov, odbrusiti 3,8 do 4,2 %, in pri valjancih, izvaljanih iz surovih ingotov, samo 3,0 do 3,2 % teže valjancev.

Z namenom, da bi ugotovili vzroke doseženih rezultatov raziskav vpliva čiščenja ingotov na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel, smo raziskali plastičnost s torzijskim poizkusom v vročem na vzorcih zunanje in prehodne plasti ter jedra, prečnega preseka 2 t ingotov. Za primerjavo so izdelane tudi preiskave plastičnosti na vzorcih predkovanega jekla.

Pri vseh raziskanih talinah je ugotovljeno, da imata zunanji coni, oznake Z-1 in Z-2 približno enaki predelovalnosti, prav tako tudi prehodni in

Tabela 8

St. vtika	Dimenzija valjanca v mm		Presek v mm	Redukcija višine		Redukcija preseka		Temperatura v °C
	Debelina	Širina		Absolutna v mm	Relativna v %	Absolutna v mm	Relativna v %	
0	740	740	—	—	—	—	—	1170
1	488	740	361120	—	—	—	—	—
2	470	750	352500	18	3,7	8620	2,4	—
3	451	755	340505	19	4,0	11995	3,4	—
4	433	760	329080	18	4,0	11425	3,4	—
5	423	765	323595	10	2,3	5485	1,7	—
6	406	770	312620	17	4,0	10975	3,4	—
7*	758	410	310780	12	1,6	1840	0,6	—
8	719	415	298385	39	5,1	12395	4,0	—
9	690	420	289800	29	4,0	8585	2,9	1140
10	670	425	284750	20	2,9	5050	1,7	—
11*	409	672	274848	16	3,8	9902	3,4	—
12	389	675	262575	20	4,9	12273	4,4	—
13	372	677	251844	17	4,4	10731	4,1	—
14	352	680	239360	20	5,4	12484	5,0	—
15	329	683	244707	23	6,5	14653	6,1	1110

Opomba: * — obračanje valjanca

jedro ingota, vendar je predelovalnost teh za približno 30 % slabša od zunanjih con. Predelovalnost jekla v kovanem stanju je največja in če jo ovrednotimo z indeksom 100, so indeksi predelovalnosti posameznih con naslednji:

— kovano stanje	100
— lito stanje — zunanja plast (coni Z-1 in Z-2)	63
— lito stanje — prehodna plast (coni P-1 in P-2)	40
— lito stanje — jedro ingota (cona J-1)	40

Navedeni odnosi predelovalnosti posameznih plasti, oziroma con so približno enaki pri vseh raziskanih talinah in v celotnem temperaturnem območju plastične predelave.

Z raziskavami plastičnosti in porazdelitve vsebnosti alfa faze posameznih plasti prečnega preseka ingota je ugotovljeno, da ima zunanja plast ingota največjo plastičnost in najmanjšo vsebnost alfa faze. S struženjem — čiščenjem ingotov odstranimo plast z največjo plastičnostjo, od katere je odvisna predelovalna sposobnost jekla.

Na osnovi navedenih raziskav je ugotovljeno, da čiščenje ingotov negativno vpliva na predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel.

Cr-Ni avstenitna jekla so zaradi svojih lastnosti in slabe prevodnosti toplote (toplotno prevodnostno število pri 100° C je ca. 14, pri 600° C je ca. 20 kcal/m, h, °C) pri brušenju zelo občutljiva, lahko se pojavijo brusilne razpoke. Iz tega razloga je potrebno Cr-Ni jekla brusiti z mehкими brusilnimi sredstvi. Komaj vidne brusilne razpoke, ki nastajajo pri brušenju polproizvodov, so lahko vzrok površinskih napak na končnih proizvodih.

Vpliv ohlajanja in dodatkov cepiv

Z namenom, da bi ugotovili vpliv ohlajevanja in dodatkov cepiv na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel smo izdelali poizkusne taline. Od vsake taline je bila ena polovica odlita v kokilo in druga v 600—750° C predgreti peščeni kalup, oziroma je bila ena polovica izdelana brez dodatka cepiva in druga z dodatkom. Za cepivo je bil uporabljen Ce v količini 0,2 % ali B v količini 0,005 % ali Mg v obliki Mg-Al. Iz poskusnih ingotov, oziroma ulitkov so bile izdelani vzorci za torzijski poizkus v vročem, ki je bil izvršen samo pri temperaturi 1150° C. V naslednjem pregledu so navedene značilnosti talin, pogoji litja in povprečja predelovalnosti določena s torzijskim poizkusom:

Značaj taline	Vrsta kalupa	Predelovalnost št. obratov do preloma
brez cepiva	kokila	3,3—4,5
brez cepiva	pesek	2,5—3,0
dodatek Ce	kokila	2,1—3,0
dodatek B	kokila	0,7—1,6
dodatek Mg	kokila	4,0—4,6

Iz navedenega pregleda je razvidno, da dodatek Mg malo izboljša, dodatek Ce poslabša in dodatek B znatno poslabša predelovalnost Cr-Ni avstenitnih jekel. Doseženi rezultati so namreč v nasprotju z dokaj razširjenim mnenjem, da Ce in B izboljšata predelovalnost jekel. Omeniti je pa potrebno članek R. H. Gautsch-a in F. C. Langenberga, ki sta ugotovila, da redke zemlje (Ce, Lantan in Mišmetal) nimajo nobenega vpliva na velikost kristalnih zrn in strukturo Cr-Ni jekel⁸.

ZAKLJUČEK

Izvršene raziskave potrjujejo, da je za uspešno plastično predelavo Cr-Ni avstenitnih jekel potrebno izpolniti naslednje pogoje:

— Kemijska sestava jekla mora biti takšna, da ima jeklo v litem stanju maksimalno 15 % alfa faze. To zahtevo dosežemo s tem, da je v končni kemijski sestavi jekla razmerje vsebnosti (Cr + Mo):Ni ≤ 1,85 in Ti:C ≤ 5.

— Ogrevanje Cr-Ni avstenitnih jekel mora biti izvršeno izven območja kritičnih temperatur povečanja vsebnosti alfa faze, v atmosferi z minimalno vsebnostjo S in pod pogoji, da se raztopijo karbidi. Te zahteve dosežemo z ogrevanjem na začetno temperaturo valjanja 1180—1230° C v času, ki je odvisen od vsebnosti alfa faze v litem stanju jekla.

— Če je jeklo namenjeno za nadaljno plastično predelavo v hladnem ali varjenje brez naknadne termične obdelave, se priporoča uporaba Cr-Ni avstenitnega jekla, stabiliziranega z Nb.

— Če Cr-Ni avstenitno jeklo ni namenjeno za naknadno plastično predelavo v hladnem ali varjenje brez naknadne termične obdelave, se priporoča uporaba Cr-Ni avstenitnega jekla, stabiliziranega s Ti.

— Če proces proizvodnje omogoča brez povečanja proizvodnih stroškov proizvodnjo Cr-Ni jekel z vsebnostjo C pod 0,05 %, tedaj za doseganje medkristalne korozijske obstojnosti ni potrebno dodajati stabilizatorjev, kot so Nb, Ti ali Ta.

Literatura

- Zidek M., Vliv fáze alfa na podmínky válcování nerezavějících austenitických oceli za tepla, Hutnicke listy 1965, št. 9, stran 637—644.
- Zajkov M. A., Režimi deformacii i usilija pri gorjačej prokatke, Sverdlovsk — Metallurgizdat 1960, stran 257—284.
- Gudcov H. T., M. L. Bernštejna, A. G. Rahšandta, Metallovedenie i termičeskaja obrabotka, Moskva, Metallurgizdat 1957, stran 846—881 in 887—916.
- Masi A., F. Mancini, Relation entre la ferneur end ferrite et la forgea bifite des inoxydables 18-8. Revue de Metallurgie, št. 12, 1966, stran 977—985.

5. Rapatz F., Die Edelmehle, Berlin, Springer Verlag 1962, stran 599—607.
6. Ježek, J., P. Humel, J. Reineshová, Untersuchungen zum Formänderungsverhalten von Cr-Ni Stählen, Neue Hütte 1967, št. 2, stran 88—91.
7. Zidek, M., Optymalne temperatury plastycznej stali nierzewnych, Hutnik 1966, št. 2, stran 47—54.
8. R. H. Gautschi, F. C. Langenberg, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, February 1960, stran 128—132.

ZUSAMMENFASSUNG

Die Gruppe der austenitischen Cr-Ni Stähle besteht aus einer Vielzahl verschiedener Stahlsorten so, dass deren Klassifikation nach irgendeinem Standard kaum noch möglich ist.

Es wird bei der Herstellung und Anwendung wegen der vielen Einflussfaktoren noch vielmals die Frage gestellt, wie hoch der maximale Kohlenstoffgehalt sein kann und wann den stabilisierten Sorten der Cr-Ni austenitischen Stählen Vorzug gegeben wird.

Austenitische Cr-Ni Stähle mit einem minimalen Kohlenstoffgehalt von 0.03 % sind am besten korrosionsbeständig, besonders in dem Fall, wenn nach dem Schweißen die Korrosionsbeständigkeit ohne thermischer Behandlung gewährleistet werden muss. Die Korrosionsbeständigkeit wird mit wachsendem C Gehalt kleiner wie aus Bild 1 und 2 ersichtlich ist.

Für das Schweißen der Cr-Ni Stähle ist Lichtbogenschiessen am besten geeignet, da beim Schweißen nur ein enger Bereich um die Schweissnaht und nur für kurze Zeit erwärmt wird. Die durch das Schweißen verursachte Beschädigungen des Gefüges können durch eine entsprechende thermische Behandlung entfernt werden, was aber nicht immer ausgeführt werden kann. Es sollen deshalb folgende Bedingungen erfüllt werden:

Kohlenstoffgehalt soll so klein wie möglich sein (0.03 bis 0.05 %). Im Verhältnis zu dem Kohlenstoffgehalt müssen dem Stahl karbidbildende Elemente wie Nb, Ti oder Ta zulegiert werden, um den überschüssigen Kohlenstoff in stabile Verbindungen zu binden.

Die grösste Schwierigkeit bei der Verarbeitung der austenitischen Cr-Ni Stähle sind die charakteristischen Fehler, welche hauptsächlich durch die Zweiphasenstruktur verursacht werden. Das Auftreten des Zweiphasengefüges verursachen folgende Einflussfaktoren.

Die Flüssigkeitseigenschaften sind charakteristisch für die einzelnen Stahlsorten. Von dieser Eigenschaft ist der Giessablauf abhängig und der beeinflusst wieder die Blockoberfläche und damit auch die Verformbarkeit.

Die Untersuchungen haben ergeben, dass in der äusseren Schicht des Blockes der Alphaphasengehalt am kleinsten ist, dass es in das Innere des Blockes zu und gegen den Blockern wieder abnimmt. Eine solche Verteilung der Alphaphase im Blockquerschnitt ist die Folge einer straffen Temperaturverteilung in der Abkühlungszeit des Stahles in der Kokille.

Im Bezug auf den charakteristischen Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Bildung des Zweiphasengefüges in den austenitischen Cr-Ni Stählen sind im Artikel die Einflussfaktoren einzelner Elemente auf die Alpha oder Gamaphasenbildung angegeben. Ebenso sind

die Formeln für die Ausrechnung der nötigen Gehalte einzelner Elemente für ein homogenes austenitisches Gefüge, so wie Diagramme für die Bestimmung des Alpha bzw. Gemaphasengehaltes in austenitischen Cr Ni Stählen angegeben.

Um eine ausreichende Verformbarkeit zu gewährleisten ist es nötig in der Zeit der Schmelzenherstellung das Legieren einzelner Elemente so zu berechnen, dass in der Endzusammensetzung das Verhältnis $(Cr + Mo) : N \leq 1.85$ und $Ti : C \leq 5$ bzw. $Nb : C \leq 10$ ist. Graphische Darstellungen dieser Beziehungen sind aus den Bildern 6, 7, 8, 11 und 12 ersichtlich.

Die Verformbarkeit der austenitischen Cr-Ni Stähle ist auch im grossen Umfang von der Aufwärmung vor der plastischen Verformung, dass heisst von der Lösungsdivergenz des Kohlenstoffes mit der Temperatur abhängig, was vom Bild 17 und von der Temperaturabhängigkeit der Alpha-Gama Umwandlung und der Aufwärmungszeit ersichtlich ist. Die genannten Abhängigkeiten sind in Bildern 19, 20 und 21 dargestellt. Die Untersuchungen über den Einfluss der Aufwärmung auf die Verformbarkeit der Cr-Ni Stähle zeigten, dass die Temperatur und die Aufwärmungszeit so hoch sein müssen, dass die Auflösung der Karbide und des Ferrites im austenitischen Grundgefüge sicher verläuft.

Ausser den genannten Einflüsse beeinflusst die Verformbarkeit der austenitischen Cr-Ni Stähle die Ofenatmosphäre und das Putzen der Blöcke.

Wegen der grossen Affinität des Nickels zum Schwefel, diffundiert das Schwefel aus der Ofenatmosphäre in der Aufwärmzeit auf den Austenitkorn Grenzen (siehe Bild 22) und vermindert damit die Verformbarkeit.

Durch die Untersuchungen über die Plastizitätseigenschaften und die Querschnittverteilung der Alphaphase im Block ist festgestellt worden, dass der kleinste Alphaphasengehalt in der äusseren Schicht des Blockes ist. Durch der Blöcke wird die äussere Schicht mit dem kleinsten Alphaphasengehalt bzw. mit der besten Verformbarkeit entfernt.

Auf diese Weise wird die Verformbarkeit der austenitischen Cr Ni Stähle durch das Putzen negativ beeinflusst.

Wegen des charakteristischen Gussgefüges der Cr-Ni austenitischen Stähle mit kleinster Verformbarkeit müssen beim Walzen der Blöcke die Abnahmen in den ersten Stichen nur klein sein. Es ist soeben wichtig um eine gleichmässige Zerstörung des Gussgefüges zu erreichen, dass die Blöcke nach jedem oder mindestens jedem zweiten Stich gekantet werden.

SUMMARY

Numerous steel types compose the group of Cr-Ni austenitic steels in technics so that their classification by any standard is hardly possible. In production and use of these steels often doubt arises which is the limited carbon content or when stabilized Cr-Ni austenitic steels have preference.

Cr-Ni austenitic steels with minimal carbon content, i. e. about 0.3 %, are the most resistant against corrosion

especially when good corrosion resistance without additional heat treatment is demanded after welding. Corrosion resistance of these steels is reduced by increased carbon content as seen in Figs. 1 and 2.

Electrowelding is the most suitable for Cr-Ni steels because only narrow region of material along the weld is heated and still for only a short time. Structure damages caused by welding can be eliminated by corresponding

heat treatment which is not always feasible. Therefore the following conditions must be fulfilled:

- carbon content should be the lowest (0.03 to 0.05 %)
- depending on carbon content elements as Cb, Ti or

Ta should be added to bond excessive carbon in more stable compounds as they are formed by chromium.

Main problem in working Cr-Ni austenitic steels are characteristic defects often caused by two-phase structure. Causes of the formation of the two-phase structure are following:

Fluidity is the characteristic property of single steels, and it is important in casting which has direct influence on the obtained ingot surface and indirectly influences the working.

Investigations showed that content of the alpha phase is the lowest in the surface layer then it increases inwards but in the center of the ingot it is again reduced. Such distribution of alpha phase on the transverse ingot cross section is caused by the temperature distribution during cooling of the ingot in the mould.

To make clear the influence of chemical composition on the formation of the two-phase structure the influence of single elements on the formation of alpha or gamma phase in the Cr-Ni austenitic steels are described in the paper. Also expressions are cited enabling the calculation of necessary contents of single elements in order to obtain homogeneous austenitic structure, and diagrams for determination of alpha or gamma phase content in Cr-Ni austenitic steels are given.

In order to achieve satisfactory working some elements must be alloyed to the melt so that final steel will

contain: $(Cr Mo) : Ni \leq 1.85$, and $Ti : C \leq 5$ or $Cb : C \leq 10$. The cited relations are plotted in Figs. 6, 7, 8, 11, and 12.

Formability of Cr-Ni steels also depends a great deal on the way of heating before working, i. e. on the change of solubility of C or carbides with temperature which is shown in Fig. 17, and on temperature and time dependence of transition of alpha phase into gamma phase. These relations are given in Figs. 19, 20, and 21. Investigations of the influence of heating on the workability of Cr-Ni austenitic steels showed that temperature and time of heating Cr-Ni austenitic steels must enable dissolution of carbides, and also dissolution of ferrite in austenitic matrix to a desired degree.

Beside the previously cited conditions also furnace atmosphere during soaking, and cleaning of ingots has influence on the workability of Cr-Ni austenitic steels.

Due to high affinity of nickel to sulphur the latter diffuses from the furnace atmosphere into steel along the boundaries of austenitic grains, as shown in Fig. 22, which reduces workability of steel.

Investigations of plasticity and distribution of alpha phase in transverse ingot cross section showed that the smallest content of alpha phase is in the surface layer of the ingot. By cleaning ingots this layer which has the best workability is removed. Therefore cleaning of ingots have negative influence on the workability of Cr-Ni austenitic steels.

Because of characteristic structure of cast Cr-Ni austenitic steels with low plasticity the reductions in the first passes of rolling ingots must be very small. To destroy uniformly the cast structure ingots must be turned over after each or each second pass.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В группе Cr-Ni аустенитных сталей такое большое количество, что их классификация по либо какому стандарту почти невозможна. Взяв во внимание условия производства и потребление этих сортов стали, часто наступает затруднение вследствие большого количества факторов от которых, что касается употребления, зависит допустимое содержание углерода а также, когда нужно дать преимущество стабильным сортам этой группы сталей.

Аустенитные Cr-Ni стали с минимальным содержанием углерода прибл. при 0.30 % показывают самую лучшую коррозионную стойкость, в особенности когда это свойство необходимо требуется сохранить после сваривания без дополнительной термической обработки. Коррозионная стойкость этих сталей уменьшается с повышением содержания углерода о чём указано на рис. 1 и 2.

Сваривание Cr-Ni аустенитных сталей выполняется лучше всего электро-дуговой сваркой, так как при этом способе нагревается только весьма узкая область материала и тому на очень короткий промежуток времени. Повреждение структуры массы стали вследствие сваривания можно отстранить отвечающей термической обработкой, но которую часто нет возможности выполнить. Поэтому необходимо соблюдать содержание углерода которое должно быть чем ниже, в границах 0.3—0.5 %. Кроме этого, в зависимости от содержания углерода, необходима добавка одного из элементов нпр: Nb, Ti или Ta, которые избыточный углерод вяжут в более стабильные соединения чем это возможно получить с добавкой элемента хрома.

Главное затруднение для получения хорошей обрабатываемости Cr-Ni аустенитных сталей представляет их двух фазная структура как последствие флуидности некоторых сортов. От флуидности зависит процесс литья; этот процесс, со своей стороны, имеет прямое влияние на поверхность слитков и на их обрабатываемость.

Исследованием определено, что содержание альфа фазы ниже всего в слоях при поверхности слитка; увеличивается постепенно к внутренности, а в пределах ядра снова уменьшается. Такое размещение альфа фазы по поперечному разрезу слитка наступает вследствие тугости распределения тепла во время охлаждения стали в изложницах.

В статье рассмотрены влияния отдельных химических элементов на образование альфа фазы а также гамма фазы; влияние

химического состава на образование двух-фазовой структуры; приведены формулы для расчёта содержания отдельных элементов с целью, чтобы получить гомогенную аустенитную структуру. Приведены и рассмотрены диаграммы для определения альфа и гамма фаз в этой группе сталей. С целью чтобы этот сорт стал удовлетворять требованиям по обрабатываемости, во время изготовления расплава необходима добавка некоторых элементов так чтобы окончательный химический состав стали отвечал отношениям: $(Cr + Mo) : Ni \leq 1.85$; $Ti : C \leq 5$ и $Nb : C \leq 10$. Графически эти отношения приведены в рисунках 6, 7, 8, 11, и 12. Способность к обработке Cr-Ni сталей зависит также от способа нагрева перед пластичной переработки, т. е. от изменения растворимости углерода, соответственно карбидов и зависимости от температуры, на что указано на рис. 17. Приведена также зависимость альфа и гамма фаз от температуры и длительности нагрева на рисах 19, 20 и 21. Исследованием доказано, что выбор температуры и определения времени нагревания Cr-Ni аустенитных сталей надо определять так, что наверняка наступит растворение карбидов а также в достаточной степени феррита в аустенитной основе.

Кроме упомянутых условий, на способность обработки сталей влияет также газообразная атмосфера в печи нагрева слитков и их заливка. Вследствии высокога сродства Ni к S, сера во время нагревания диффундирует по границах зёрен аустенита в сталь и уменьшает способность к обработке, как это указано на рис. 22.

Исследованием пластичности в зависимости от распределения альфа фазы в поперечном разрезе слитка установлено, как это упомянуто уже выше, что меньше всего альфа фазы в поверхностном слое слитка. Так как очисткой удаляют этот слой, то можно утверждать, что механическая очистка слитков аустенитных Cr-Ni сталей не способствует к улучшению обрабатываемости а наоборот уменьшает её.

Вследствии характерной структуры расплава тех сортов аустенитных сталей которые имеют низкую пластичность, обжатие начальных преломков во время их прокатки должно быть минимальное. Также надо взять во внимание разрушение литой структуры; оно должно происходить равномерно и, поэтому во время прокатки, заготовки надо поворачивать после каждого или каждого второго пропуска.