

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA

	Stran
Ravnik Karel — Železarna Jesenice	
Uporaba ognjestalnega materiala in mas na elektroobločnih pečeh Železarne Jesenice . . .	181
Vizjak Ferdo — Železarna Ravne	
Vpliv alfa faze na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel	195
Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana	
Nekatere pripombe k identifikaciji in sestavi nekovinskih vključkov v jeklih	215
Uranc Franc — Železarna Ravne	
Žilavost kot odpornost proti sunkom	231
Segel Jože — Železarna Ravne	
Vloga računalniške obdelave podatkov v sistemu povratnih informacij kontrole kakovosti .	237

LETO 6 ŠT. 4 1972
ŽEZB BQ 6 (4) 181-244 (1972)



Ravnik Karel — Železarna Jesenice

Uporaba ognjestalnega materiala in mas na elektroobločnih pečeh Železarne Jesenice . . . 181

DK: 666.76:669.187.2

ASM/SLA: RM-h 38

Vizjak Ferdo — Železarna Ravne

Vpliv alfa faze na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel 195

DK: 669.15—194:669.24 126

ASM/SLA: SSa

Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana

Nekatere pripombe k identifikaciji in sestavi nekovinskih vključkov v jeklih 215

DK: 620.18:669.14

ASM/SLA: M21c, e, Nq-69

Uranc Franc — Železarna Ravne

Žilavost kot odpornost proti sunkom . . . 231

DK: 620.178.746.22:620.178.786

ASM/SLA: Q6P

Šegel Jože — Železarna Ravne

Vloga računalniške obdelave podatkov v sistemu povratnih informacij, kontrole kakovosti 237

DK: 658.562.012.7

ASM/SLA: A9, S12

INHALT

Seite

Ravnik Karel — Železarna Jesenice

Die Anwendung feuerfester Steine und feuerfester Massen im Lichtbogenofen 181

DK: 666.76:669.187.2

ASM/SLA: RM-h 38

Vizjak Ferdo — Železarna Ravne

Einfluss der α Phase auf die Plastizität austenitischer Cr-Ni Stähle 195

DK: 669.15—194:669.24 126

ASM/SLA: SSa

Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana

Einige Bemerkungen zu der Identifizierung und der Zusammensetzung der nichtmetallischen Einschlüsse im Stahl 215

DK: 620.18:669.14

ASM/SLA: M21c, e, Nq-69

Uranc Franc — Železarna Ravne

Kerbschlagzähigkeit als Stossfestigkeit . . . 231

DK: 620.178.746.22:620.178.786

ASM/SLA: Q6P

Segel Jože — Železarna Ravne

Die Rolle der Datenbearbeitung im System der Rückinformationen bei der Qualitätskontrolle 237

DK: 658.562.012.7

ASM/SLA: A9, S12

CONTENTS

Page

Ravnik Karel — Železarna Jesenice

Use of refractory materials and mixes on electric arc furnaces in Jesenice ironworks 181

DK: 666.76:669.187.2

ASM/SLA: RM-h 38

Vizjak Ferdo — Železarna Ravne

Influence of alpha phase on the plasticity of Cr-Ni austenitic steels 195

DK: 669.15—194:669.24 126

ASM/SLA: SSa

Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana

Some remarks on identification and composition of non-metallic inclusions in steel . . . 215

DK: 620.18:669.14

ASM/SLA: M21c, e, Nq-69

Uranc Franc — Železarna Ravne

Impact toughness as resistance against shocks 231

DK: 620.178.746.22:620.178.786

ASM/SLA: Q6P

Šegel Jože — Železarna Ravne

Role of computer treatment of data in the system of return informations on the control of quality 237

DK: 658.562.012.7

ASM/SLA: A9, S12

СОДЕРЖАНИЕ

Ravnik Karel — Železarna Jesenice

**Применение огнеупорного материала и
огнеупорных масс в электродуговой печи
металлургического завода Jesenice** 181

DK: 666.76:669.187.2

ASM/SLA: RM-h 38

Vizjak Ferdo — Železarna Ravne

**Влияние альфа фазы на пластичность Cr-Ni
аустенитных сталей** 195

DK: 669.15—194:669.24 126

ASM/SLA: SSa

Vodopivec Franc — Metalurški inštitut
Ljubljana

**Некоторые примечания к идентификации
и о составе неметаллических включений
в стали** 215

DK: 620.18:669.14

ASM/SLA: M21c, e, Nq-69

Uranc Franc — Železarna Ravne

Вязкость как сопротивление проти толчкам 231

DK: 620.178.746.22:620.178.786

ASM/SLA: Q6P

Šegel Jože — Železarna Ravne

**Значение обработки данных при помощи
счётчика в системе возвратных информации
при проверки качества** 237

DK: 658.562.012.7

ASM/SLA: A9, S12

Karel Ravnik dipl. inž.
Železarna Jesenice

DK: 666.76:669.187.2
ASM/SLA: RM-h 38

Uporaba ognjestalnega materiala in mas na elektro-obločnih pečeh Železarne Jesenice

Članek obravnava torkretiranje in zidavo elektro obločne peči tipa ASEA — Lectromelt Železarne Jesenice z različnimi ognjevzdržnimi materiali.

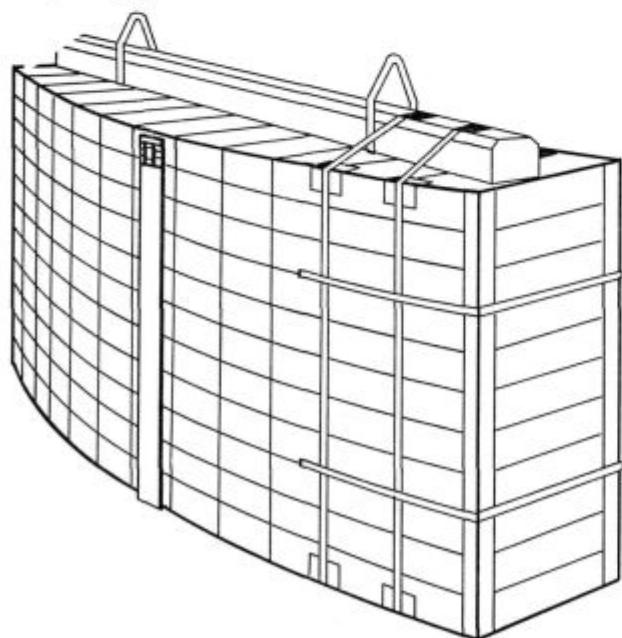
UVOD

Elektro obločna peč je eden imed agregatov za proizvodnjo jekla, ki zadnja leta močno prednjači pred ostalimi agregati. Je zelo ekonomičen agregat za proizvodnjo nerjavečih, specialnih in v zadnjih letih tudi navadnih ogljikovih jekel. Prednost je predvsem v nižjih predelovalnih stroških, ki so posledica ekonomičnejše porabe materialov, surovin, energije.

Dokler niso pričele obratovati tako imenovane UHP peči, ki se odlikujejo z zelo močnimi transformatorji in kratkimi šaržnimi časi (2 uri), so za standardno obzidavo stene peči uporabljali dolo-bloke, šele z razvojem UHP peči se je pričela uporabljati ognjevzdržna obloga na bazi specialnih magnezitov, taljenega magnezita, ter uvajati torkretiranje stene peči s specialnimi torkretirnimi masami. Z ozirom na povečanje vzdržnosti ognjevzdržne obloge elektro obločnih peči so bili tudi v elektro jeklarni Železarne Jesenice izvedeni tozadevni poskusi.

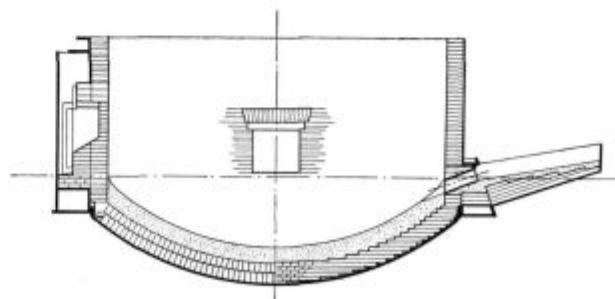
Zidava elektro-obločnih peči v železarni Jesenice

Zadnje čase se v Evropi kot tudi v ZDA vse bolj uveljavlja zidava elektro-obločnih peči z bloki, ki so sestavljeni iz opek. Tako sestavljen blok prikazuje sl. 1. Prav tako se stopničasta zidava dna peči, ki jo prikazuje sl. 2, umika parketni zidavi.



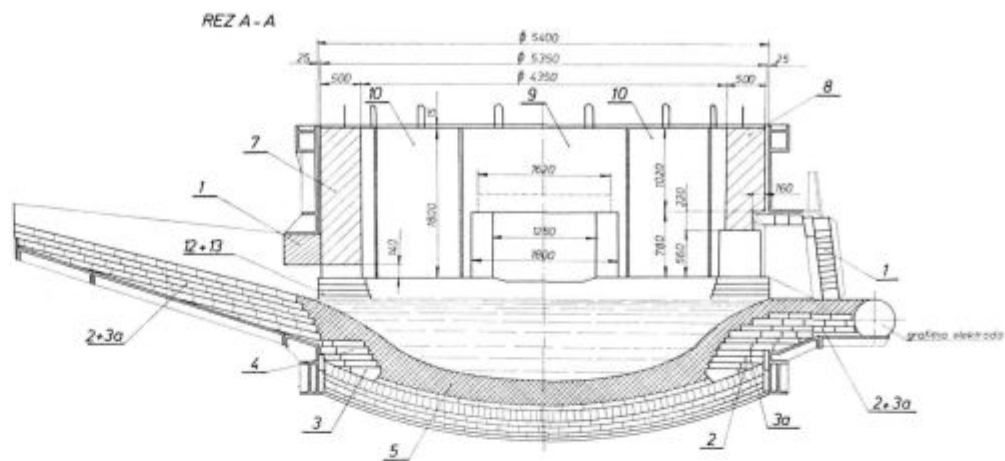
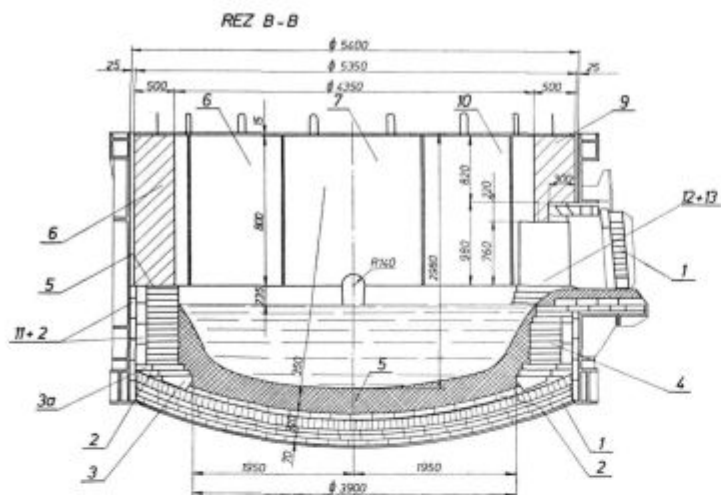
Slika 1
Blok sestavljen iz opek

Predavanje na posvetovanju o vlogi električne obločne peči v proizvodnji surovega jekla v Jugoslaviji v Ljubljani od 15. do 17. novembra 1972

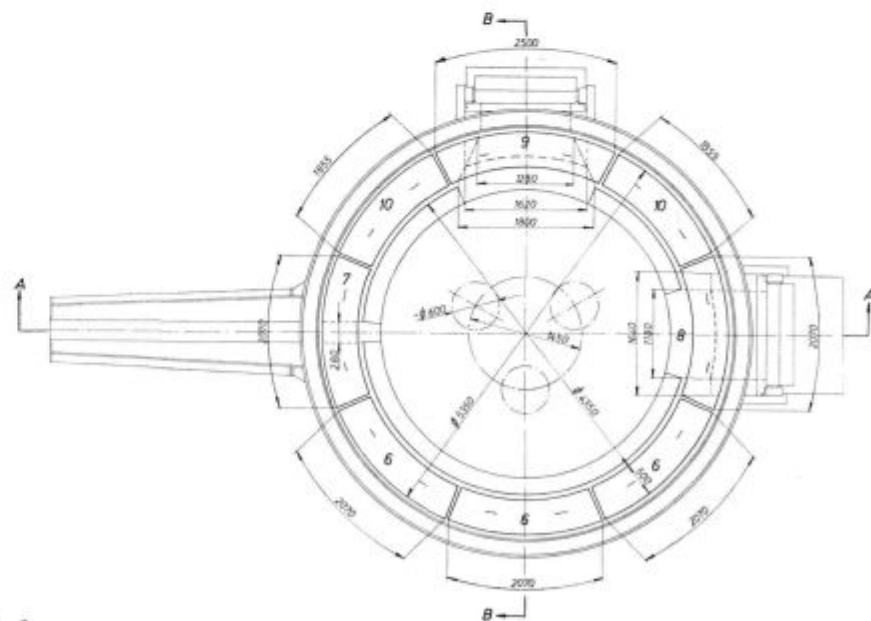


Slika 2
»Stopničasta« zidava dna elektro-obločnih peči

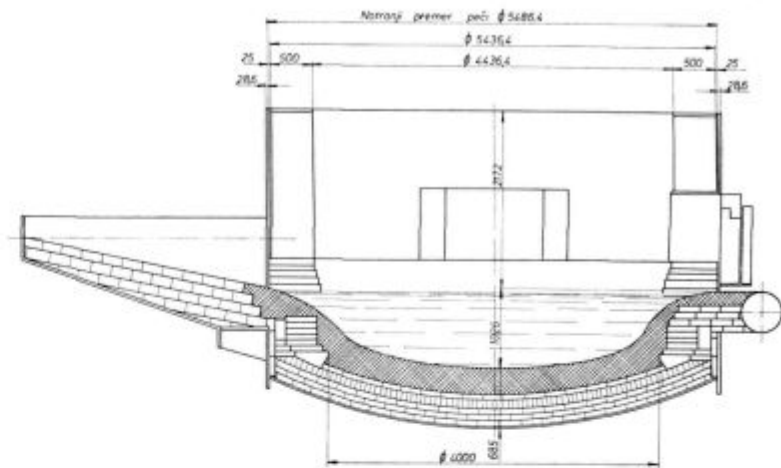
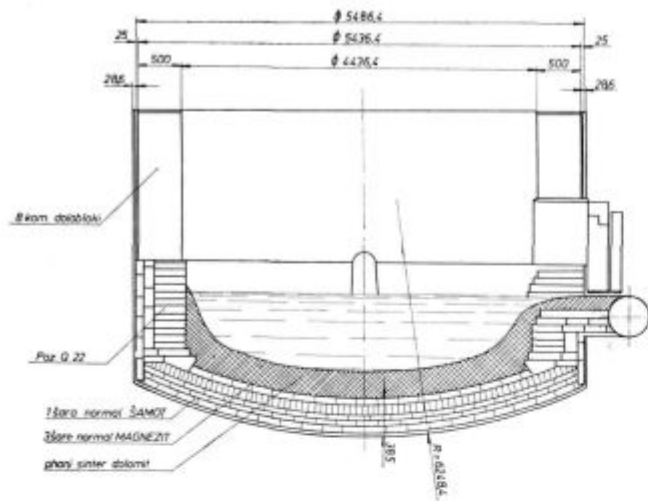
Podobno je potekal razvoj zidave elektro-obločnih peči v Železarni Jesenice. Preden bi začel z opisom rezultatov prob, bi omenil nekatere bistvene parametre obeh peči.



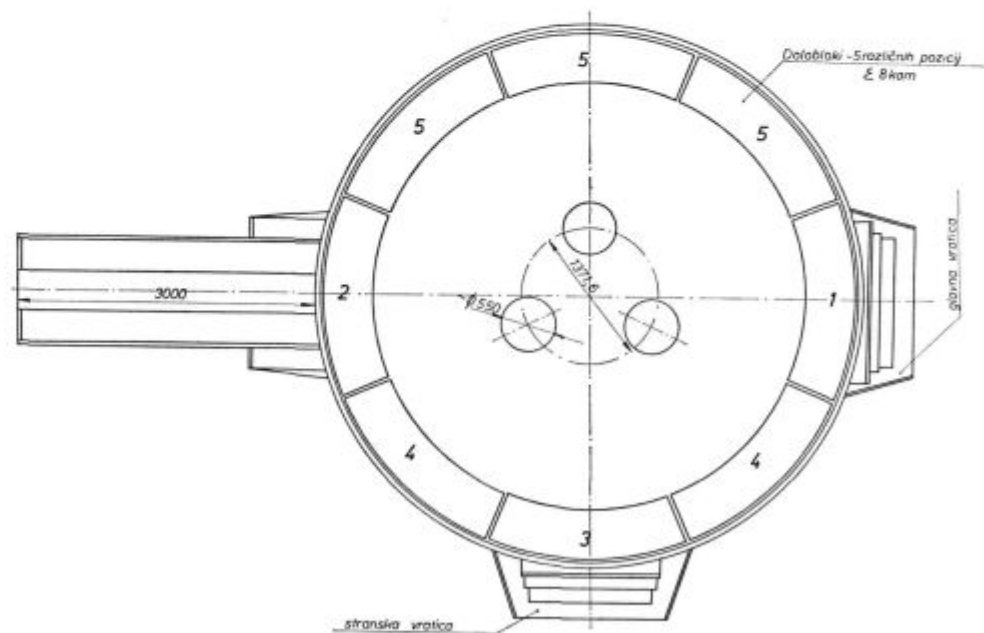
POZ.	KOM.	TEŽA Kg	SNOV	POZ. OPEKE
<i>Dno peči</i>				
1	777	2719	Šamot	Poz. 1
2	3647	20058	Magnezit	Poz. 2
<i>Stena peči</i>				
3	98	1911	Magnezit	Poz. WJ
4	1679	13432	Magnezit	Poz. Q.22
3a	184	1564	Magnezit	Poz. 2B
2	342	1881	Magnezit	Poz. 2
11	200	1160	Magnezit	Poz. 2H6
<i>Stebriči</i>				
12	36	485	Magnezit	Poz. 2R
13	72	1044	Magnezit	Poz. V2L
2	112	610	Magnezit	Poz. 2
<i>Prehodna odprtina</i>				
12	18	243	Magnezit	Poz. V2R
13	32	445	Magnezit	Poz. V2L
4	44	352	Magnezit	Poz. Q.22
<i>Žleb</i>				
3	7	137	Magnezit	Poz. WJ
2	980	5390	Magnezit	Poz. 2
3a	15	136	Magnezit	Poz. 2B
		€ 51568	Teža opeke	
5		17000	Sinterdolomit	
8kam		37500	Določni bloki	
		€ 106068	Skupnateža	



Slika 3
Zidava stene ASEA elektro-obločne peči



Teža opeke ~ 51600 kg
 Sinter dolomit ~ 17000 kg
 Dolobloki ~ 38000 kg
 Skupna teža ~ 106.600 kg



Slika 4
Zidava stene LECTROMELT elektro-obločne peč

Naziv		ASEA	LECTROMELT
Nominalna kap.	ton	50	60
Vložek	ton	57 (62)	69 (77)
Premer kotla	Ø mm	5400	5480
Presek elektrod	Ø mm	500	500
Delilni krog el.	Ø mm	1480	1371,6
Transformator	KVA	18000	18750
Max. moč peči	MW	15—16	16—18
Poraba el. toka	kWh/t	600—650	550—600
Taljenje	h	2.20	2.45
Metal. proces	—	dvožlindern	eno, dvožlindern

Način zidave stene ASEA elektro-obločne peči je razviden iz sl. 3, za LECTROMELT elektro-obločno peč pa iz sl. 4.

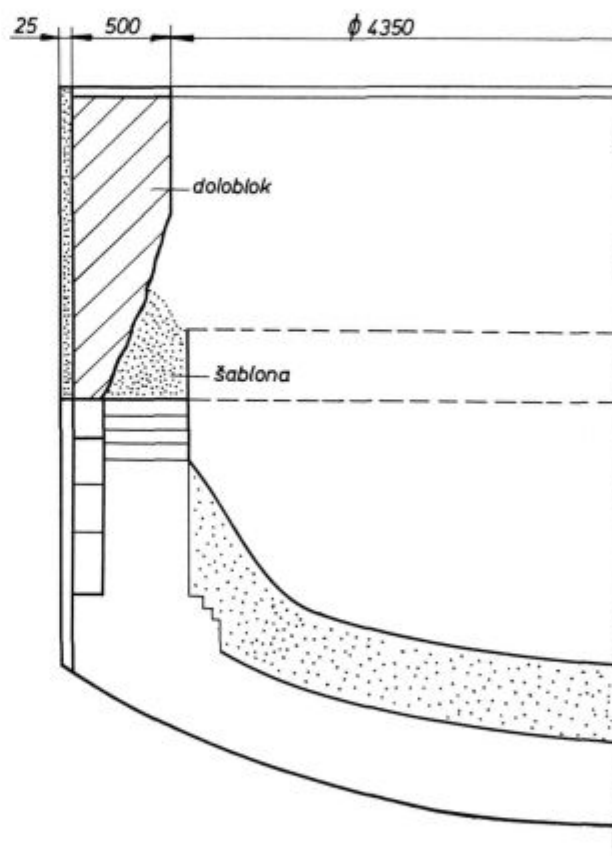
Povečanje vzdržnosti stene elektro-obločne peči z uporabo mase Anker-gun OW 70 firme Veitsch — Avstrija

Vroča popravila sten metalurških peči se v zadnjem času vse bolj izvaja z ognjevzdržnimi masami — to je torkretiranjem. Tako dosežemo boljšo vzdržnost peči in precej zmanjšamo težko fizično delo delavcev. Nedavno tega smo vzdržnost peči povečali s tem, da smo po 40 šaržah phali steno peči v območju žilindrine cone s sinterdolomitom firme Dolomite Franchi — Italije in »Silika« — Gostivar z uporabo železne šablone, kot prikazuje sl. 5. V tabeli 1 je podana kemična analiza in granulac. sestav sinterdolomita. Sinterdolomit je bil analiziran v kem. laboratoriju Ž. J. Samo phanje je trajalo ca. 3 ure po izpustu šarže. S tako popravljeno steno smo obratovali do ca. 62 šarž, nato pa peč dali v remont. Ker smo s tem načinom izgubili preveč časa, smo ga opustili in prešli na torkretiranje stene z maso Anker-gun OW 70. Tehnologijo torkretiranja, stroj in

Tabela 1: Kemična analiza in granulacijski sestav sinterdolomita

Kemična sestava v %	firma Silika Gostivar	firma Dolomite Franchi
MgO	38,5—39,5 (min. 32)	36,5—38,75
CaO	57,5—58,5 (max. 60)	57,28—59,36
SiO ₂	1,18—1,8 (max. 2)	1,1—1,7
Al ₂ O ₃	0,32—0,81 (max. 3)	cca 1,25
Fe ₂ O ₃	—	cca 0,4
žaro izgube	2,1 (max. 3)	0,8
vlaga	—	—
S	0,014	0,012
spec. teža p/cm ³	3,07	3,25
poroznost	4—15	—

granulac. sestava v mm	granulac. sest. Silika Gostivar	granulac. sest. v % Dolomite Franchi
Groba frakcija:		
nad 5 mm	3,1	9,25
4—5 mm	2,5 (10—20)	12,2
3—4 mm	1,7	2,75
2—3 mm	16,3	7,75
1—2 mm	16,9 (15—25)	14,0
Srednja frakcija:		
0,5—1 mm	11,3	12,25
0,25—0,5 mm	12,8	11,30
Fina frakcija:		
pod 0,25 mm	35,4 (50—60)	30,5



Slika 5
Phanje stene s sinterdolomitom

maso smo prevzeli od firme Veitsch. Vlažno maso lahko nanašamo na katerokoli mesto stene peči. Paziti je treba na temperaturo stene peči, zakaj na prevročo opeko se masa ne prilepi dobro. Kapaciteta stroja znaša ca. 6 t/h.

Pri torkretiranju je treba paziti prvenstveno na debelino torkretirnega sloja, zakaj izkušnje so pokazale, da se najprej nanese na steno tanek sloj mase, ki se hitro zapeče, nato ostali sloji, dokler ne dobimo zaželjene oblike torkretiranega dela.

Pri tem je upoštevati tudi kot, pod katerim nanašamo maso na steno, ter kemično in granulacijsko sestavo mase.

Podajam kemično in granulacijsko sestavo mase:

SiO_2 — 2 %, Al_2O_3 — 0,5 %, Fe_2O_3 — 7 %, CaO — 4 %, MgO — 85 %, žaro izguba — 1,5 %.

Sejalna analiza: nad 2 mm = 0 %, 2—1,5 mm = 7 %, 1,5 — 1 mm = 14,5 %, 1—0,5 mm = 21,2 %, 0,5—0,4 mm = 4,2 %, 0,4—0,3 mm = 4,1 %, 0,3—0,2 mm = 7 %, 0,2—0,1 mm = 10 %, 0,1—0,074 mm = 7 %, pod 0,074 mm = 25 %; volumska teža mase 2,5 kg/dm³, točka mehčišča mase 1750° C.

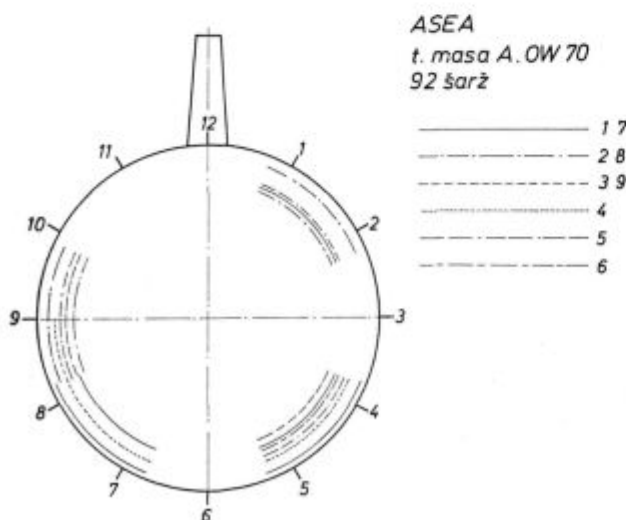
S torkretiranjem smo v letu 1971 povečali vzdržnost stene na ASEA peči na povprečno 85 šarž, na Lectromelt peči na povprečno 97 šarž, kot je razvidno iz tabele št. 2. Dosegli smo vzdržnost tudi preko 110 šarž.

Tabela 2: Vzdržnost ognjevzdržne obloge elektro-obločnih peči

Vzdržnost peči	ASEA		LECTROMELT	
	1970	1971	1970	1971
stena (šarž)	68	85	63	97
obok (šarž)	44	61	44	61
dno (šarž)	1212	885	1254	—

Torkretirati se prične pri 60-tih šaržah, odvisno od stanja peči in kvalitetnega programa. Za eno torkretiranje se porabi cca 500 do 1500 kg mase, povprečno za eno obdobje pa cca 4000 kg mase. Povprečni čas torkretiranja je 15 minut.

V sl. 6 in tabeli 3. so razvidni rezultati torkretiranja stene ASEA peči, katere vzdržnost smo povečali na 92 šarž.



Slika 6

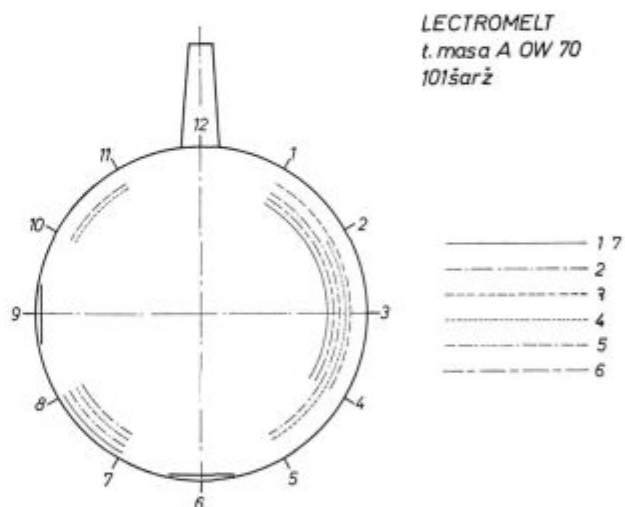
Torkretiranje stene ASEA elektro-obločne peči

Tabela 3: Torkretiranje stene ASEA elektro-obločne peči

Štev. tork.	štev. šarž	poraba mase v kg	območje brizganja ASEA peči	traj. tork. v min.
1	66	500	5—4, 7—8	20
2	70	450	1—2, 8—10	20
3	74	50	6—5 (nov vratični stebrič)	85
4	75	550	5—4, 7—9, tanka stena	25
5	80	350	5—4, 8—10	10
6	83	600	5—4, 1—2, 8—10	15
7	84	150	5—4, 1—2, 7—8	15
8	86	650	1—2, 6—7, 8—10 (peč »rdeča«)	15
9	92	250	5—4	10

Skupaj: 3.550 kg

Najbolj obremenjena mesta stene peči zaznamo v območju stalnega torkretiranja te peči, to je mesta 7—10, 5—4, 1—2.



Slika 7

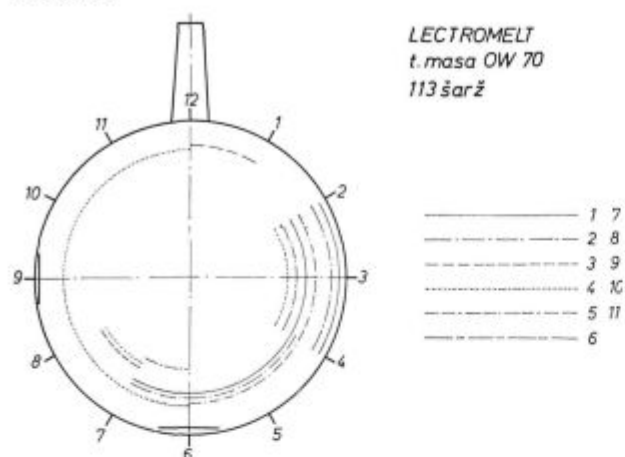
Torkretiranje stene LECTROMELT elektro-obločne peči

Tabela 4. Torkretiranje stene Lectromelt elektro-obločne peči

Štev. tork.	štev. šarž	poraba mase v kg	območje brizganja Lectromelt peči	traj. tork. v min.
1	69	400	7—8	10
2	77	150	7—8	5
3	88	400	10—11, 1—4	15
4	91	500	10—11, 7—8, 2—5	20
5	95	750	1—5, 7—8	25
6	98	650	1—4	15
7	99	550	1—5	20

Skupaj: 3.400 kg

Podajam še rezultate torkretiranja Lectromelt peči, ki so razvidni iz sl. 7, tabele 4. in sl. 8, tabele 5.



Slika 8

Torkretiranje stene LECTROMELT elektro-obločne peči

Tabela 5: Torkretiranje stene Lectromelt elektro obločne peči

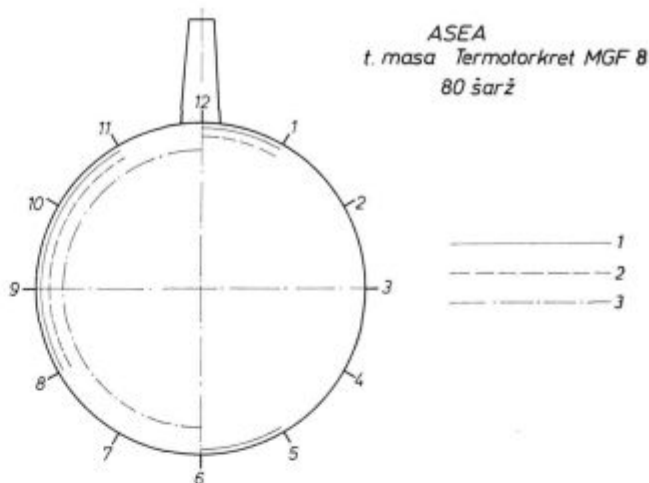
Štev. tork.	štev. šarž	poraba mase v kg	območje brizganja Lectromelt peči	traj. tork. v min.
1	61	450	2—4	15
2	76	550	2—4	15
3	77	300	12—1	10
4	85	450	12—6	10
5	86	400	2—6	10
6	92	500	4—7	10
7	99	600	2—7	10
8	100	300	2—4	20
9	106	300	7—8	10
10	108	600	7—8, 2—4	20
11	110	200	6—7	15

Skupaj: 4.650 kg

V prvem primeru, ko smo pričeli torkretirati stene Lectromelt peči pri 69 šaržah in jo dali v remont pri 101. šarži, so bila najbolj obremenjena mesta stene peči v območju 1—5, 7—8, 10—11, to je predvsem območje vroče faze in stebričev peči.

V drugem primeru, ko smo pričeli torkretirati pri 61 šaržah in peč dali v remont pri 113 šaržah, smo podobno kot pri prejšnjem primeru torkretirali predvsem v območju vroče faze peči, to je 2—4.

Ob tem bi omenil, da smo v mesecu septembru 1972 izvedli poskusno torkretiranje stene ASEA elektro obločne peči (zidane z dolo-bloki, firme Dolomite-Franchi), z maso »Termotorkret MGF 8«, proizvodnja Vatrostalna — Busovača. Slika 9 in tabela 6 prikazujeta rezultate torkretiranja stene ASEA elektro obločne peči.



Slika 9

Torkretiranje stene ASEA elektro-obločne peči z maso »Termotorkret MGF 8«

Tabela 6. Torkretiranje stene ASEA elektro obločne peči z maso »Termotorkret MGF 8«

Štev. tork.	šarž štev.	poraba mase v kg	območje brizganja	traj. tork. v min.
1	66	650	12—1, 6—5, 8—11	15
2	75	1000	12—1, 8—10 (peč gola)	20
3	76	300	6—12	15

Skupaj: 1950 kg

Peč je bila dana v remont po 80-tih šaržah. Podajam kemično in granulacijsko sestavo »Termotorkret mase MGF 8«:

Kemična analiza:	Sejalna analiza:
SiO ₂	2/4 % 0 — 0,5 mm — 38/45 %
Al ₂ O ₃	0 0,5 — 1 mm — 17/20 %
Fe ₂ O ₃	5 % 1 — 2 mm — 20/25 %
CaO	3 % 2 — 3 mm — 8/10 %
MgO	75—82 %
žaroizg.	1 %
ognjevzdrž.	1760° C

Kot je razvidno iz tabele 6, smo pri 66. šarži torkretirali desni stebrič glavnih vrat, ki je bil izrabljen do plašča peči. S torkretiranjem nanesena 200 mm plast mase Termotorkret MGF 8 je vzdržala do konca delovnega obdobja peči, brez ponovnega torkretiranja tega dela. Masa se je pri nanašanju dobro lepila na steno peči, ni odpadala in se dobro zapekla, v nasprotju z Mahromitpatsch 30 maso, ki se je sicer lepila na steno dobro, toda se zaradi slabše ognjestalnosti pri normalni temperaturni obremenitvi peči cedila po steni navzdol. Lahko

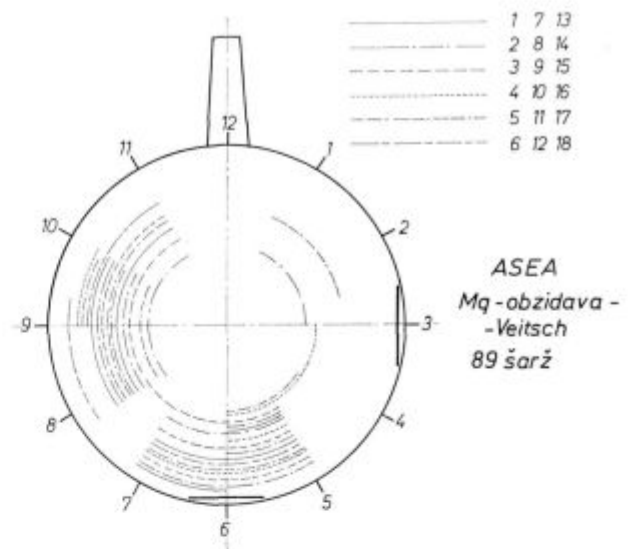
rečemo, da je bil prvi preizkus mase Termotorkret MGF 8 zadovoljiv. Poskusi se še nadaljujejo.

V letu 1972 smo za torkretiranje peči uporabili tudi maso Mahromitpatsch 30, firme Magnohrom — Kraljevo z vsebnostjo ca. 65 % MgO, 13 % Fe₂O₃, ognjevdzdržnost 1650° C, granulacijska sestava 0—3 mm. Pri uporabi te mase smo ugotovili, da se sicer prilepi na stene v redu, toda po krajšem času »steče«. Sama kemična analiza ter visoka poraba mase (2 × večja od Ankerگون OW 70) za eno delovno obdobje peči je dokaz za precej slabšo ognjestalnost te mase, od Ankerگون OW 70 mase.

Probna zidava stene elektro-obločne peči z magnezitno opeko firme Veitsch — Avstrija

V delovnem obdobju ASEA elektro-obločne peči od 4. 12. 1971 do 27. 12. 1971 je bila stena peči zidana s probno opeko firme Veitsch. Uporabili smo opeko z oznako Anker D-1, pozicije Q 22 in Anker pozicije 2 VL-76. Način zidave je razviden iz sl. 10. Dolobloke smo morali skrajšati za 300 mm, zakaj ta del (8 vrst) je bil zidan s poskusno opeko. Del stene pod to opeko pa je bil zidan z Mg opeko, poz. Q 22 firme Magnohrom. Peč je bila dana v remont po 89 šaržah. Takšno vzdržnost stene peči smo dosegli predvsem zaradi torkretiranja z maso Ankerگون OW 70.

Kot je razvidno iz sl. 11 in tabele 7, ki prikazujeta območje torkretiranja, je bila stena peči



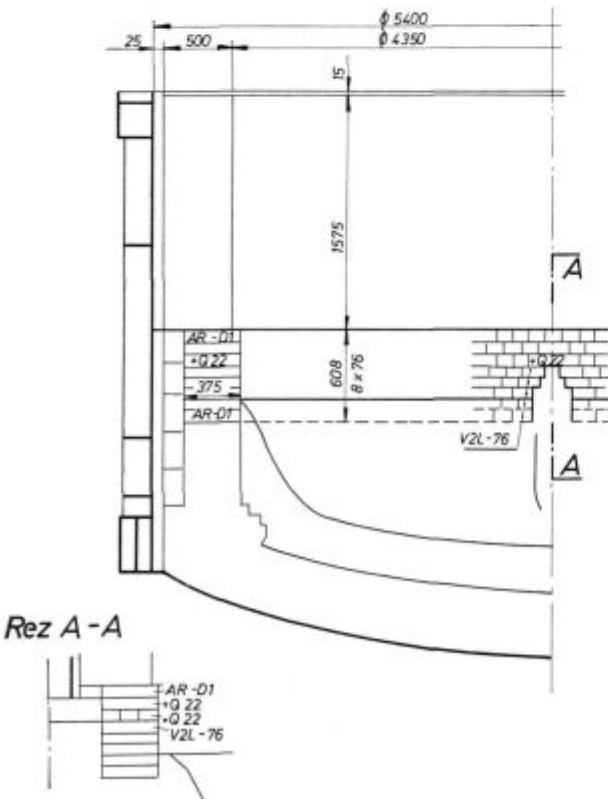
Slika 11
Torkretiranje stene ASEA elektro-obločne peči zidane z opeko firme Veitsch — Avstrija

do 30 šarž dobra. Takoj zatem se je močno poslabšala. Pri 52 šaržah smo jo pričeli torkretirati in porabili 11.550 kg mase. Torkretirali smo predvsem v območju vroče faze (8—11) in ob stebričnih peči (7—5). Pri rušenju stene smo ugotovili, da je bil poskusni del stene popolnoma izrabljen, tja do plašča peči, odstraniti pa je bilo treba še 6 vrst ostankov Mg opeke — Q 22 Magnohrom.

Tabela 7: Torkretiranje stene ASEA elektro-obločne peči zidane z opeko firme Veitsch

Štev. tork.	štev. šarž	poraba mase v kg	območje brizganja ASEA peči	traj. tork. v min.
1	52	550	7—6	20
2	57	400	7—5	10
3	59	750	8—9, 7—5	15
4	61	400	9—10, 7—5	20
5	62	700	9—10, 7—5	10
6	64	600	9—11, 7—5	30
7	65	400	8—10, 7—5	10
8	70	550	6—5, 8—10	15
9	72	600	8—11, 7—5	10
10	74	450	6—5, 10—11 7—5	10
11	79	700	8—11, 6—5, 1—2	10
12	80	800	8—10 (stena gola)	15
13	83	400	6—5, 8—11	10
14	85	650	6—5, 8—10	20
15	86	1000	5—11	25
16	86	850	6—3	30
17	87	1150	6—4, 8—10	35
18	89	600	8—11, 1—3	20

Skupaj: 11.550 kg



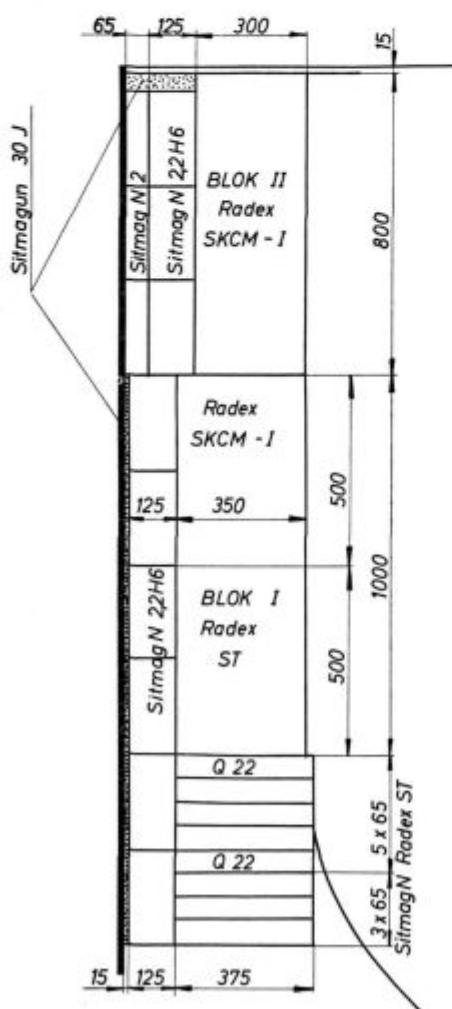
Slika 10
Zidava stene ASEA elektro-obločne peči z Mg opeko firme Veitsch — Avstrija

Če primerjamo navedeno zidavo z dolomitno, ugotovimo, da je zidava z dolobloki ekonomičnejša pri obstoječem programu izdelave jekla. Povprečno porabljammo za eno delovno obdobje peči ca. 4 t torkretirne mase, pri navedenem poskusu smo jo porabili 11.550 kg.

Probna zidava stene elektro-obločne peči z Radex opeko (blok) firme Radenthein

V delovnem obdobju ASEA peči od 15. 7. 1971 do 15. 8. 1971 je bil del stene v območju dolobloka števil. 4, kot je razvidno iz sl. 12 in sl. 13, zidan z Radex opeko (Radenthein) v kombinaciji z opeko firme Magnohrom. Poskusni blok je bil sestavljen iz Radex opek, poz. SKCM-I in Radex St, ter delno iz opek Radex, poz. Q 22 (5 vrst).

S torkretiranjem stene smo pričeli pri 64 šaržah, ko je bil poskusni blok v spodnjem delu popolnoma izrabljen. Peč smo dali zaradi dotrajnosti stene že pri 76 šaržah v remont. Ob rušenju zidave peči (glej sl. 13) je znašala debelina poskusnega bloka ob nogi še 220 mm, toda dosežena



Slika 12

Zidava dela stene ASEA elektro-obločne peči z opeko firme Radenthein — Avstrija

s torkretiranjem. Tudi spodnjih pet vrst Radex opeke (Q 22) in treh vrst Mg opeke (Q 22) — Magnohrom je bilo popolnoma izrabljenih.

Probna zidava stene elektro-obločne peči z dolobloki (kombinirani iz opek) firme Silika — Gostivar

V delovnem obdobju elektro-obločne peči Lectromelt od 20. 12. 1971 do 6. 1. 1972 je bila stena zidana s poskusnimi bloki, sestavljenimi iz dolomitne opeke — firme Silika Gostivar. Sestava bloka je razvidna iz sl. 14.

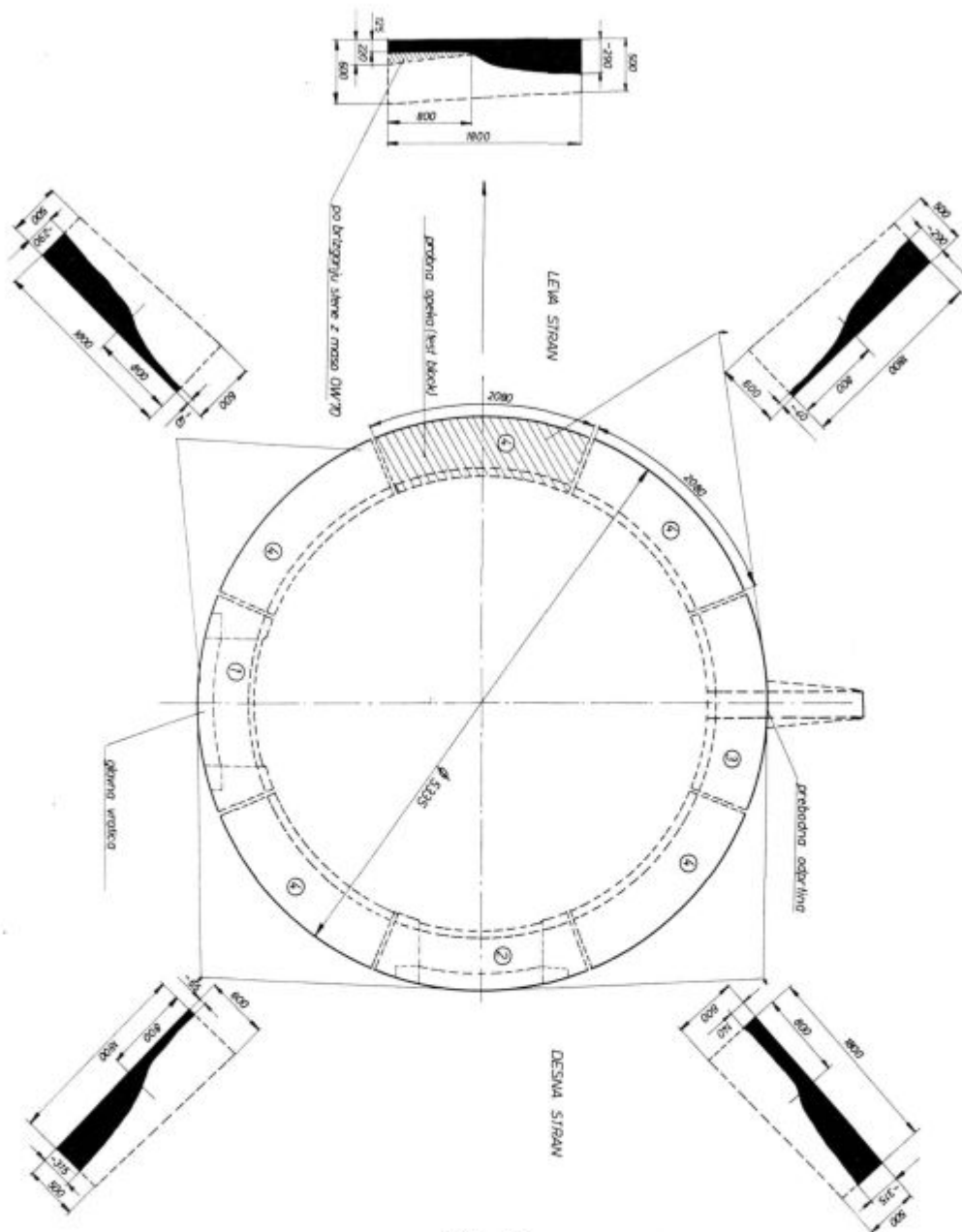
Bloki so sestavljeni iz opek, pozicij TQ-17, TQ-45. Z ozirom na prvotno izmero dolomitne opeke (1 = 550 mm) je celotna zidava za ca. 50 mm večja od standardne — dolobloki firme Dolomite Franchi. V tem delovnem obdobju je bilo na peči izdelano 56 šarž jekla za konstrukcije (C 0461, C 0361) s prehodno temperaturo v peči ca. 1630° C.

Kot je razvidno iz sl. 15 in tabele 8, smo pri 29 šarži pričeli s popravilom stene, v območju stranskih vrat. Vzrok porušitve opeke v tem območju je verjetno v nepravilni vezavi opeke.

Pri zakladanju peči se je pri 53 šarži porušil doloblok glavnih vrat, takoj zatem še naslednja dva med glavnimi in stranskimi vratnicami. Peč je bila zaradi tega pri 56 šaržah v popravilu.

Tabela 8: Torkretiranje stene Lectromelt elektro-obločne peči zidane z dolobloki firme Silika Gostivar

Štev. tork.	štev. šarž	poraba mase v kg	območje brizganja Lectromelt peči	traj. tork. v min.
1	29	300	popravilo nad stranskimi vratci b	5
2	51	700	6, 6—7, 6—12, (zgornji rob)	10
3	52	450	6—7, 6, 9—11 (zgornji rob)	5
4	53	—	6—7, b	—
5	53	—	7—5, izzidava novega 555 bloka z Mg opeko 6—8, doloblok odstopljen za 2—3 cm, fugo zasuli s sinter-dolomitom 8—11, zamazano z maso in opeko	—
6	56	—	pri obračanju peči sta se porušila dolobloka v območju 6—9	—



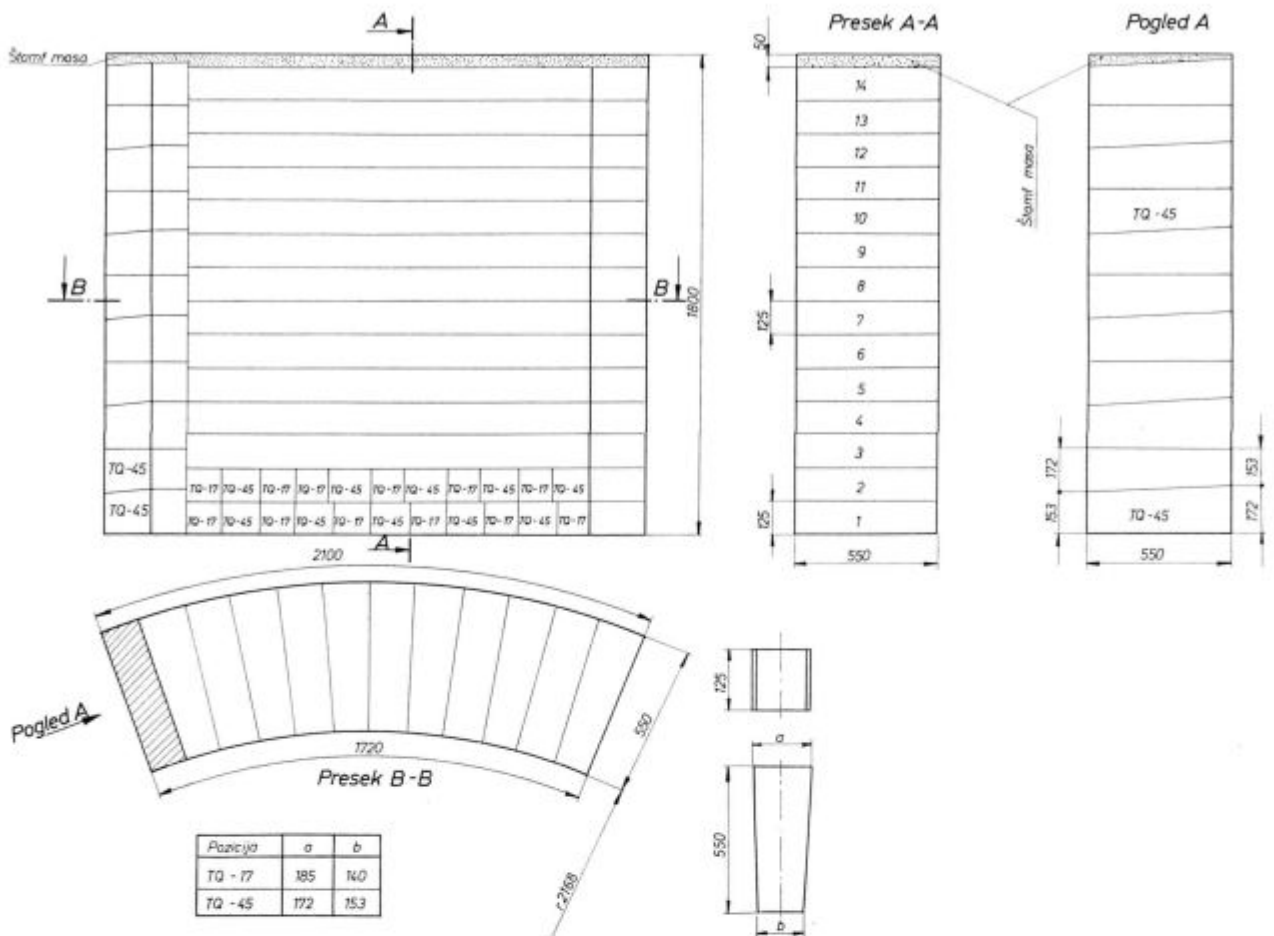
Slika 13
Izraba stene ASEA elektro-obločne peči

Torkretiranje stene smo izvajali predvsem v območju 6—7, 8—10. Zanimivo pri tem je, da stene v območju »vroče faze« ni bilo potrebno torkretirati. Izraba stene po 56 šaržah je razvidna iz sl. 16 in tabele 9.

Poskus z dolobloki firme Silika Gostivar smo izvedli še na ASEA peči. Pripominjam, da v tej peči izdelujemo najkvalitetnejša jekla, predvsem nizko in visoko legirana jekla, jekla za cementacijo — poboljšanje, s prehodno temperaturo v peči ca. 1620° C. V tem obdobju (od 20. 1. 1972 do 31. 1. 1972) je bilo izdelanih le 45 šarž. Območje torkretiranja je razvidno iz sl. 17 in tabele 10. Torkretirali smo predvsem območje desnega stebrca peči 6—5 in območje »vroče faze« 8—10.

Tabela 9: Izraba stene Lectromelt elektro-obločne peči zidane z dolobloki firme Silika

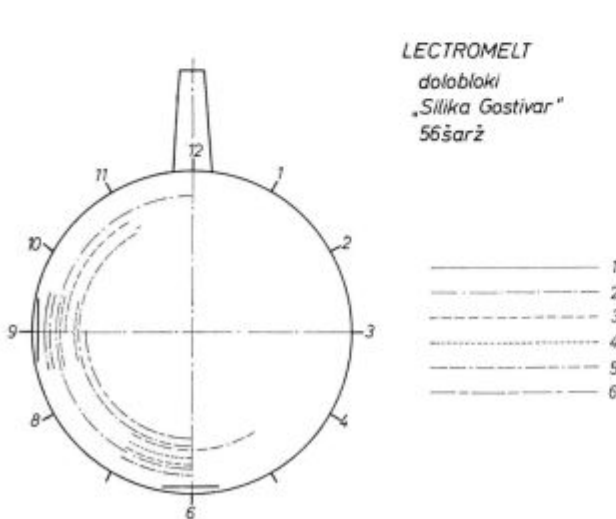
Doloblok št.	Izraba stene		
	zgoraj a, v cm	sredina b, v cm	spodaj c, v cm
1	odpadel	—	—
2	odpadel	20	14
3	odpadel	17	10
4	23	16	13
5	32	19	14
6	24	17	11
7	25	14	9
8	35	20	14



Slika 14
Sestava dolobloka iz opek firme Silika Gostivar

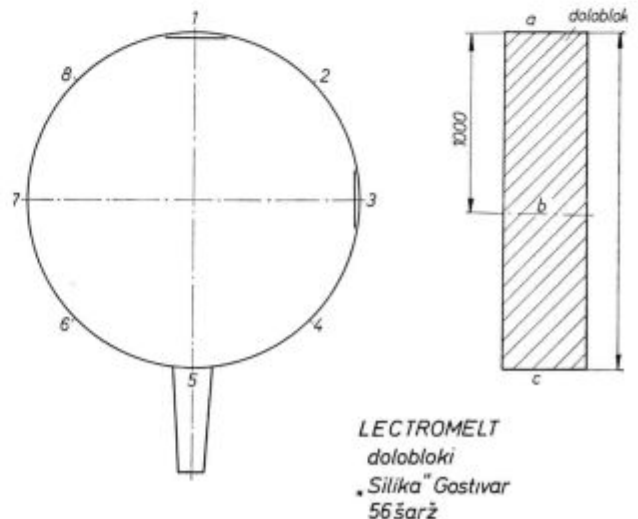
Obrabo doloblokov po 45 šaržah prikazujeta sl. 18 in tabela 11. Kljub večji debelini blokov v spodnjem delu (550 mm) je bila stena v spod-

njem delu močno izrabljena, saj na dveh mestih sploh ni bilo več opeke, na ostalem preseku pa je znašala debelina 100—120 mm.



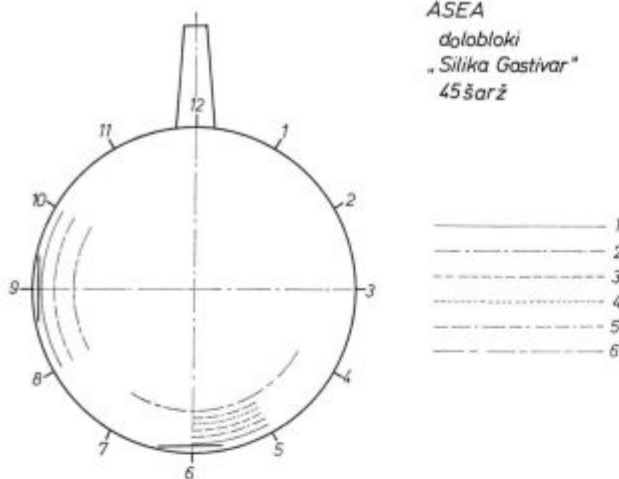
Slika 15

Torkretiranje stene LECTROMELT elektro-obločne peči zidane z dolobloki firme Silika Gostivar



Slika 16

Izraba stene LECTROMELT elektro-obločne peči zadine z dolobloki firme Silika Gostivar



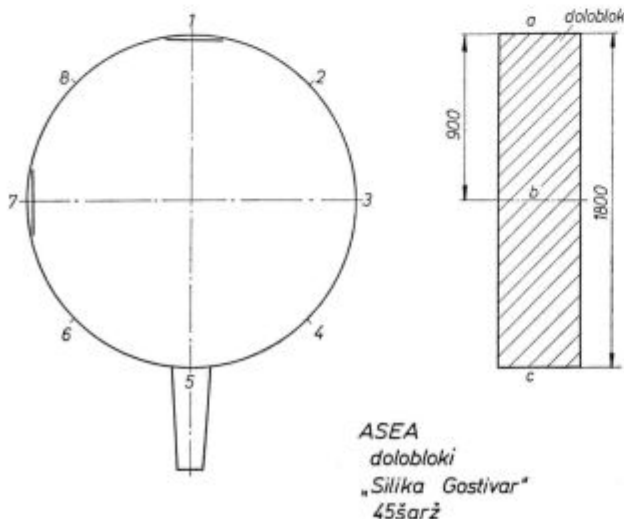
Slika 17

Torkretiranje stene ASEA elektro-obločne peči zidane z dolobloki firme Silika Gostivar

Tabela 10: Torkretiranje stene ASEA elektro-obločne peči zidane z dolobloki firme Silika — Gostivar

Štev. tork.	štev. šarž	poraba mase v kg	območje brizganja	traj. tork. v min.
1	27	450	6—5, 8—10	15
2	28	250	6—5	10
3	34	500	6—5, 8—10	15
4	36	150	6—5	10
5	39	150	6—5	25
6	43	500	6—4, 6—7, 8—10	15

Skupaj 2.000 kg



Slika 18

Izraba stene ASEA elektro-obločne peči zidane z dolobloki firme Silika Gostivar

Tabela 11: Izraba stene ASEA elektro-obločne peči zidane z dolobloki firme Silika — Gostivar

Doloblok štev.	zgoraj a, v cm	Izraba stene sredina b, v cm	spodaj c, v cm
1	30—35	10	10—12
2	30—35	10	10—12
3	30—35	10	10—12
4	30—35	10	odpadel
5	30—35	10	10—12
6	30—35	10	10—12
7	30—35	10	odpadel
8	30—35	10	10—12

Raziskava stopnje hidratizacije katrandolomitne opeke firme Silika Gostivar in doloblokov firme Dolomite Franchi — Italija

Z ozirom na nezadovoljive rezultate glede vzdržnosti katrandolomitne opeke firme Silika Gostivar smo v kemičnem laboratoriju Železarne Jesenice ugotovili še stopnjo hidratizacije za te opeke v primerjavi z dolobloki firme Dolomite Franchi — Italija.

Metod za ugotavljanje stopnje hidratizacije katrandolomitnih opek je več. Prevzeli smo eno od njih, ki jih opisuje članek v reviji Stahl und Eisen — zvezek 2, leto 1972 in jo prilagodili našim pogojem.

Metode za določanje stopnje hidratizacije opek s spremembo dolžine preizkušanca nismo mogli uporabiti, ker se je vzorec pri prijemu drobil, večkratno odpiranje termostata pa bi preveč spremenilo pogoje, to je vlažnost in temperaturo.

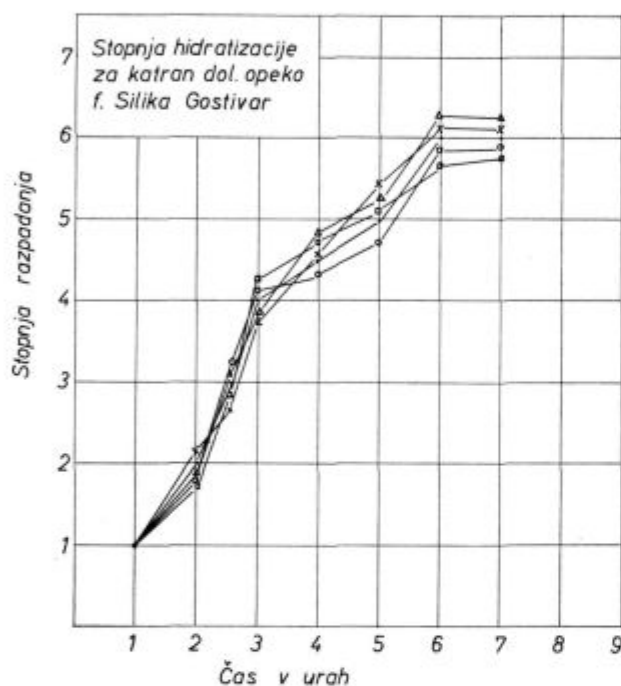
Za vzorec smo najprej vzeli katrandolomitno opeko (550 × 25 × 162 mm) firme Silika Gostivar, potopljeno v katran in prevlečeno z polivinilasto folijo. Opeka je bila skladiščena ca. 1 mesec. Iz nje smo izrezali 7 kom. preizkušancev, velikosti 120 × 45 × 32 mm s toleranco + — 5 mm. Vzorci so bili vzeti v sredini opeke (prečna smer), zunanja plast katrana pa je bila odstranjena. Trdnost preizkušancev je bila 40—60 kp/cm². Kemična analiza preizkušancev: SiO₂ = 1,1 %, R₂O₃ = 1,8 %, CaO = 59,2 %, MgO = 30,9 %, CO₂ = 1,7 %, katran = 5,2 %.

Preizkus je bil izveden v laboratorijskem termostatu (volumen komore 251) pri 60° C, v kate-rega smo dodajali potrebno količino pare, s tem smo dosegli relativno vlažnost atmosfere 80 % in jo ohranili vseskozi, dokler preizkus ni bil končan. Po treh urah je bilo opaziti večji razpad preizkušancev. Zaradi povečanja površine in hitrejše vezave vlage na CaO, MoO v preizkušancih, se je vlaga zniževala in dosegla ob koncu preizkusa po sedmih urah ca. 55 %. Vlažnost atmosfere smo merili s Siemensovim vlagometrom z litijevim kloridom. Da se na površinah preizkušancev ne bi

kondenzirala vlaga, če bi jih dali v vlažen termostat, kar bi najbrž povzročilo prehitro reagiranje, smo le-te predhodno segreli 1 uro v dodatnem termostatu na ca. 60° C. Vseh pet preizkušancev smo nato naenkrat dali v termostat, segret na 60° C z relativno vlažnostjo 80 %. Stopnjo hidratizacije smo ocenjevali na teh vzorcih vizuelno po kriterijih od 1—6, kar je razvidno iz sl. 19 in tabele 12.

Kot je razvidno iz diagrama, se začenja močnejše razpadanje že po treh urah in je po šestih urah že skoraj zaključeno.

Naslednji poskus je bil izvršen na vzorcu, (500 × 40 × 30 mm) vzetem iz zgornjega desnega



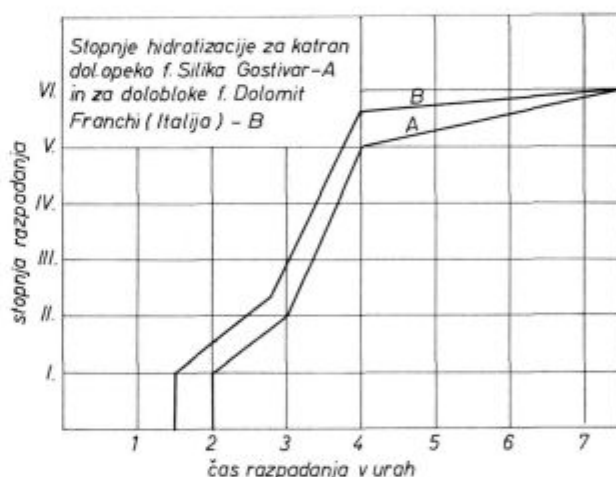
Slika 19

Stopnja hidratizacije doloblokov (opeke) firme Silika Gostivar

Tabela 12: Stopnja hidratizacije doloblokov (opeke) firme Silika Gostivar

Stopnja razpadanja	opazovanja
1	Ni spremembe na površini in robovih vzorcev. Sprememba barve (svetlejša barve).
2	Rahle razpoke na površini in robovih vzorcev.
3	Robovi vzorcev odpadajo (na posameznih straneh).
4	Močnejše razpadanje vzorcev po robovih in površini (močnejše razpoke po celi površini).
5	Skoraj dokončni razpad vzorcev — oblika še vidna.
6	Popoln razpad vzorcev.

robu dolobloka firme Dolomite Franchi — Italija. Doloblok je bil pred uporabo skladiščen ca. 18 dni, potopljen v katran in zaščiteno z polivinilasto folijo. Iz tega kosa smo v prečni smeri v enakomerni medsebojni razdalji izrezali 3 preizkušance, izmer 120 × 40 × 30 mm, s toleranco + — 5 mm. Zunanja plast katrana je bila odstranjena. Trdnost preizkušancev je znašala ca. 30 kp/cm². Kemična analiza preizkušancev: SiO₂ = 1,3 %, R₂O₃ = 1,6 %, CaO = 54,1 %, MgO = 36,6 %, CO₂ = 0,5 %, katren = 5,7 %. Vzporedno s tem smo iz katrandolomitne opeke firme Silika Gostivar podobno izrezali v prečni smeri 3 preizkušance, izmer 120 × 40 × 30 mm. V laboratorijski termostat (volumen komore 25l) pri 60° C smo dali vseh 6 vzorcev, to je tri firme Silika Gostivar, tri firme Dolomite Franchi — Italija. V termostat smo dovajali paro, s tem smo dosegli relativno vlažnost 80 % in jo ohranili vseskozi, dokler poskus ni bil končan. Nadaljevanje postopka dela je že zgoraj omenjeno. Stopnjo hidratizacije smo zopet ocenjevali na vzorcih vizuelno, po kriterijih od 1 do 6, kar je razvidno iz sl. 20 in tabele 13.



Slika 20

Stopnja hidratizacije doloblokov firme Silika Gostivar in firme Dolomite Franchi — Italija

Tabela 13: Stopnja hidratizacije doloblokov firme Silika Gostivar in firme Dolomite Franchi

Stopnja razpadanja	opazovanja
1	Ni spremembe na obliki in površini. Sprememba barve (svetlejša).
2	Rahle razpoke na površini in robovih vzorcev.
3	Robovi vzorcev odpadajo.
4	Razpadanje vzorcev po površini in robovih.
5	Skoraj že popolno razpadanje vzorcev — oblika še vidna.
6	Popoln razpad vzorcev.

V diagramih so prikazane povprečne dobljene vrednosti, in sicer ponazarja krivulja A razpadanje vzorcev firme Silika Gostivar, krivulja B pa razpadanje vzorcev firme Dolomite Franchi — Italija. Če primerjamo krivulji A in B med seboj, ugotovimo, da začenja razpad vzorcev B v začetku hitreje za ca. 1—2 uri od vzorcev A. Proti koncu poskusa se te spremembe počasi izenačijo in je po ca. 5-urnem trajanju procesa razpadanje pri A in B vzorcih zaključeno. Lahko trdim, da večjih odstopanj med vzorci nismo opazili. Vzrok hitrejšega razpada vzorcev B ob pričetku poskusa je verjetno v različni vsebnosti MgO, različni temperaturi žganja sinterdolomita.

Iz navedenega lahko zaključimo, da poteka razpad vseh vzorcev približno enako in da to ni vzrok za slabšo vzdržnost katrandolomitne opeke firme Silika Gostivar. Vzrok je iskati verjetno drugod, to je v sami granulacijski sestavi, v tehnologiji izdelave in predvsem v načinu vezave opek med seboj. To naj bi bil predmet nadaljnjih raziskav.

ZAKLJUČKI

— Torkretiranje stene elektro-obločnih peči z maso Ankergun OW 70 je dalo povečanje vzdržnosti peči od ca. 62 šarž na povprečno 85 šarž na ASEA peči in 100 šarž na Lectromelt peči.

— Poskusna zidava stene ASEA peči z magnetno opeko firme Veitsch — Avstrija je sicer dala vzdržnost 89 šarž. Če pa ob tem upoštevamo porabo torkretirne mase (11,5 ton) poleg višje na-

bavne cene, omenjeni način zidave zaenkrat iz ekonomskega vidika pri sedanjem kvalitetnem programu ne prednjači pred dolomitno zidavo (dolobloki).

— Poskusno torkretiranje stene ASEA elektro-obločne peči z »Termotorkret maso MGF 8« je dalo, kar zadeva samo ognjevdzdržnost mase, zadovoljive rezultate. Poskusi se še nadaljujejo.

— Pri torkretiranju stene peči z Mahromitpatch 30 maso firme Magnohrom — Kraljevo, se je masa sicer lepila dobro na steno, pač pa je bila njena obstojnost zaradi slabše ognjestalnosti slabša od mase Termotorkret MGF 8.

— Poskusna zidava stene (blok) z opeko Radex, firme Radenthain ni dala pozitivnih rezultatov. Poskuse bi bilo treba nadaljevati, tako da bi celotno steno peči zidali s to opeko.

— Iz dobljene stopnje hidratizacije za katrandolomitno opeko firme Silika Gostivar je razvidno, da le-ta ni vzrok za slabšo vzdržnost blokov firme Silika Gostivar. Verjetno je vzrok v sami vezavi opeke, v tehnologiji priprave opek. Ker predstavljajo dobljeni rezultati skromen začetek raziskav, bi bilo treba le-te v tej smeri nadaljevati.

Uporabljena literatura

- Artel P. in Holloh W.: Erfahrungen mit der Hydratationsprüfung von Teerdolomitsteinen.
 »Stahl und Eisen« 2, (1972), str. 67—71.
 Chesters, J. H.: Steelplantrefractories (1963 — Sheffield)
 Muster J.: Uvajanje sinterdolomitnih izdelkov.
 »Metalurški institut Ljubljana« (1967)

ZUSAMMENFASSUNG

In den Jahren 1971 und 1972 sind im Elektrostahlwerk des Hüttenwerkes Jesenice einige Versuche zur Verbesserung der Beständigkeit der feuerfesten Ausmauerung an den Lichtbogenöfen durchgeführt worden.

Da die beiden Lichtbogenöfen mit Teerdolomitblöcken ausgemauert sind, versuchten wir einerseits die Beständigkeit der Wände durch das Torkretieren mit feuerfesten Massen zu verbessern, andererseits aber versuchten wir die stark beanspruchten Stellen der Ausmauerung mit besserfeuerbeständigen Steinen auf Magnesitbasis zu ersetzen.

Es sind folgende feuerfeste Baustoffe verwendet worden:

Torkret Masse Ankergun OW 70 von der Firma Veitsch — Österreich.

Torkret Masse MGF 8 von der Firma Vatrostalna — Busovača, Jugoslawien.

Torkret Masse Mahromitpatch 30 von der Firma Magnohrom Kraljevo, Jugoslawien.

Magnesitsteine der Firma Veitsch, Österreich.

Magnesitsteine der Firma Radenthain, Österreich.

Teerdolomitblöcke der Firma Silika, Gostivar, Jugoslawien.

Die besten Ergebnisse sind beim Torkretieren der Lichtbogenofenwände mit der Torkretmasse Ankergun OW 70 erzielt worden. Die Ofenwandhaltbarkeit verbesserte sich bei dem 50 t ASEA Lichtbogenofen von durchschnittlich 62 auf 85 Schmelzen und auf durchschnittlich 100 Schmelzen bei dem 60 Tonnen Lectromelt Lichtbogenofen.

Trotzdem, dass die Torkretierversuche der Ofenwände mit der Masse Thermotorkret MGF 8 noch nicht beendet sind, kann nach den ersten Ergebnissen ein ausreichendes

Kleben dieser Masse an der Ofenwand, sowie eine ausreichende Feuerfestigkeit festgestellt werden.

Die Torkretmasse Mahromitpatch 30 hatte zwar gute Klebeeigenschaften, jedoch war wegen der schlechten Feuerbeständigkeit der Verbrauch dieser Masse für eine Ofenreise zweimal grösser als der der Ankergun OW 70. Hier ist zu bemerken, dass sich diese Masse recht gut beim Torkretieren der SM Ofenwände im Stahlwerk des Hüttenwerkes Jesenice bewährt hat.

Die Ausmauerung der Lichtbogenofenwand mit den Magnesitsteinen der Firma Veitsch hatte zwar beim starken Torkretieren der Ofenwand 89 Schmelzen durchgehalten, jedoch war der Aufwand für die teuren Magnesitsteine und einen viel grösseren Verbrauch der Torkretiermasse so gross, dass bei dem heutigen Produktionsprogramm aus ökonomischen Gründen diese Ausmauerung nicht angewendet werden kann.

Die Ausmauerung der Lichtbogenofenwand mit einem Versuchsblock aus Magnesitsteinen der Firma »Radex« — Radenthain und Magnesitsteinen der Firma »Magnohrom« hatte keine guten Ergebnisse erzielt.

Auch mit den Teerdolomitblöcken der Firma »Silika« Gostivar konnte keine ausreichende Beständigkeit der Ofenwand erzielt werden.

Die Hydratisierungsversuche an Doloblocken der beiden Firmen, »Silika« und »Dolomite Franchi« hatten gezeigt, dass der Zerfall der Proben beider verschiedener Materialien annähernd gleich verläuft und dass eine bessere Haltbarkeit der Doloblocke der Firma »Dolomite Franchi« wahrscheinlich die Folge einer besseren Bindung bzw. einer besseren Erzeugungstechnologie ist.

SUMMARY

To increase life time of refractory lining of electric arc furnaces some investigations were made in electro-steel works of Jesenice Ironworks in 1971 and 1972.

Because electric arc furnaces are lined by tar bonded dolomite blocks the life time of furnace walls was tried to be prolonged by gunning — use of various gunning mixes, and simultaneously the more loaded spots were lined by better refractory materials based on magnesite.

The following refractory materials were used:

- Gunning mix AnkerGUN OW 70, manufacturer Veitsch, Austria,
- Gunning mix Termotorkret MGF 8, manufacturer Vatrostalna, Busovača, Yugoslavia,
- Gunning mix Mahromitpatsch 30, manufacturer Magnohrom, Kraljevo, Yugoslavia,
- Magnesite bricks, manufacturer Veitsch, Austria,
- Magnesite bricks, manufacturer Radenthlein, Austria,
- Tar bonded dolomite blocks, manufacturer Silika, Gostivar, Yugoslavia.

In gunning the walls of electric arc furnaces the best results were obtained by the gunning mix AnkerGUN OW 70. Life time of furnace walls was increased from 62 to 85 batches in average with the 50 t ASEA electric arc furnace, and to 100 batches in average with the 60 t Lectromelt electric arc furnace.

Though testing of the gunning mix Termotorkret MGF 8 for gunning the furnace walls is still going on the first test already showed that sticking of the mix to the furnace walls and its refractoriness are satisfactory. On the

other hand the mix Mahromitpatsch 30 stucked well to the furnace walls but its life time was lower due to lower refractoriness, and consumption of this mix per one furnace campaign was double in comparison with the mix AnkerGUN OW 70.

But mix Mahromitpatsch was satisfactory used in gunning of the open-hearth furnace in Jesenice Ironworks.

Lining of the electric arc furnace walls by magnesite bricks Veitsch enabled life time of 89 batches if intensive gunning of the furnace walls was used. Taking in account higher purchase price of the bricks, increased cost due to higher consumption of gunning mixes lining with these bricks has no advantage from the profitableness viewpoint in comparison with the dolomite lining (doloblocks, manufacturer Dolomite-Franchi, Italy) in the present quality program.

Lining of the electric arc furnace walls with the test block composed of Radex bricks combined by Magnohrom magnesite bricks did not give positive results. Test should be continued so that the whole wall was lined by the bricks of the first manufacturer.

Lining of the electric arc furnace walls by tar bonded dolomite blocks from Silika, Gostivar did not give positive results.

Comparison of the dehydratization rate of Silika and Dolomite-Franchi doloblocks gave nearly identical decomposition of samples of both materials but higher life time of Dolomite-Franchi doloblocks is probably due to better chemical bonding of the blocks or due to technology of manufacturing.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С целью чтобы повысить выносливость огнеупорной футеровки электродуговых печек в электро-сталеплавильном заводе Jesenice велись в г. 1971—1972 целый ряд исследований.

Так как футеровка электродуговых печек состоит из смоло-доломитного кирпича, то, чтобы улучшить выносливость футеровки приступили к торкретированию агрегатов с разными массами, а более напряженные части заменяли с материалом лучшей выносливости на базе магнезита. Употребляли следующий огнеупорный материал: массы для торкретирования фирм: масса AnkerGUN OW 70, «Veitsch», Австрия; масса Termotorkret MGF 8 фирмы «Vatrostalna», Югославия; масса для торкретирования Mahromitpatsch 30, фирмы «Magnohrom» Kraljevo, Югославия; магнезитный кирпич фирмы «Radenthlein», Австрия; смоло-доломитные блоки, фирмы «Silika», Gostivar, Югославия.

Самые лучшие результаты, что касается повышения выносливости футеровки электродуговых печек, получены с массой AnkerGUN OW 70. При 50 т электродуговой печки конструкции ASEA выносливость в среднем 62 плавков повысилась на 85 плавков. При 60 т печки Lectromelt повышение в среднем было даже 100 плавков. Опыты торкретирования с массой Termotorkret MGF 8 ещё не закончены; но, несмотря на это, установлено, что масса сама собой удовлетворяет; также успешно выполняется замаска стен печи с этой массой. Менее успешно получены результаты с массой Mahromitpatsch 30. Замаска стен с этой массой была успешна, но, вследствие плохой огнеупорности расход массы при одной кампании плавков превзошёл расход массы AnkerGUN OW 70 в два раза.

Нужно отметить, что масса для торкретирования марки Mahromitpatsch дала весьма хорошие результаты применением при SM-печки.

Футеровка стен электродуговых печек с магнезитным кирпичем фирмы «Veitsch» дала в результате выносливость печи с 89 плавков, но лишь после весьма усиленного торкретирования стен печи. Взявши в расчёт высокую закупную цену этого кирпича, а также повышение расходов вследствие повышенного потребления массы, футеровка с этим сортом кирпича с экономической точки зрения не имеет преимущество перед доломитной футеровки с кирпичем фирмы «Dolomite-Franchi», Италия.

Кладка электродуговых печек при комбинации кирпичей «Radex», фирмы Radenthlein с магнезитными кирпичами фирмы «Magnohrom», Kraljevo, не дала положительных результатов. Но опыты с кирпичами фирмы Magnohrom надо продолжить, таким образом, что обложить все стены печи только с этой обкладкой.

Футеровка стен электродуговых печек с смоло-доломитными блоками фирмы «Silika», Gostivar, не дала положительных результатов.

При сравнении степени гидротизации этих кирпичей с доломитными блоками фирмы «Dolomite-Franchi», оказалось, что процесс разрушения образцов происходит приблизительно одинаково. Причина лучшей выносливости доломитных блоков итальянской фирмы лежит возможно в хорошей химической связи их составной массы и в технологии их приготовления.

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-

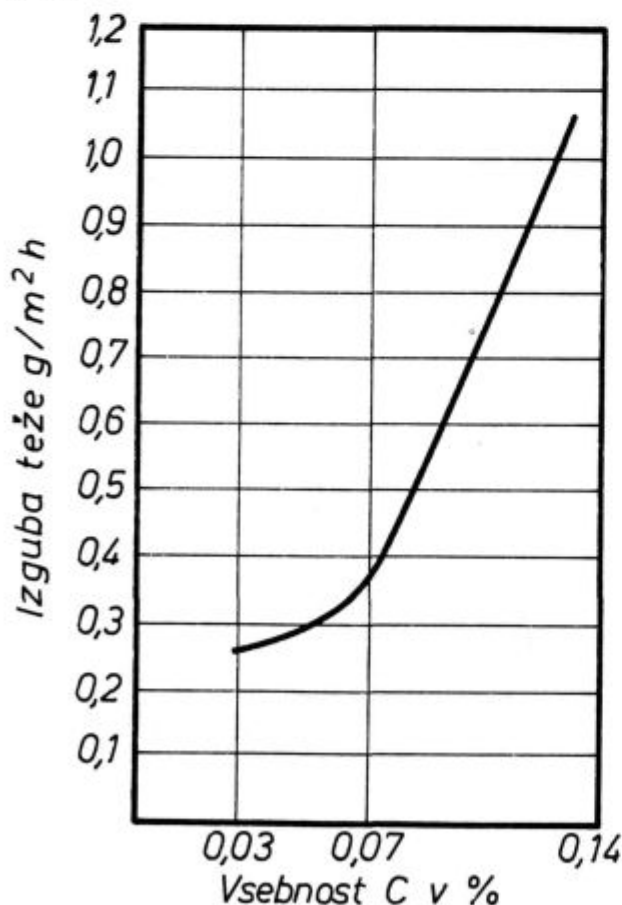
malna možna vsebnost C, ker v nasprotnem primeru izločeni karbidi zmanjšujejo vsebnost Cr v osnovni masi in s tem korozijsko obstojnost.

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 vrelci 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:

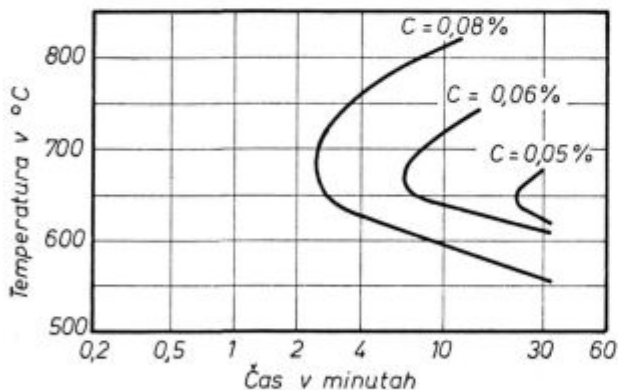
- če je vsebnost C tako velika, da se pri termični obdelavi Cr-karbidi ne raztopijo popolnoma,
- če iz določenega vzroka jeklo po termični obdelavi ponovno ogrevamo v območju kritičnih

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).



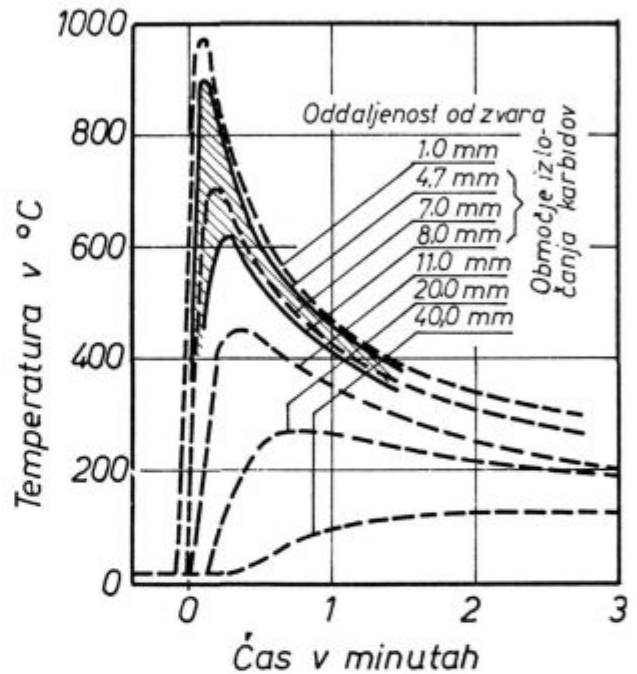
Slika 2

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



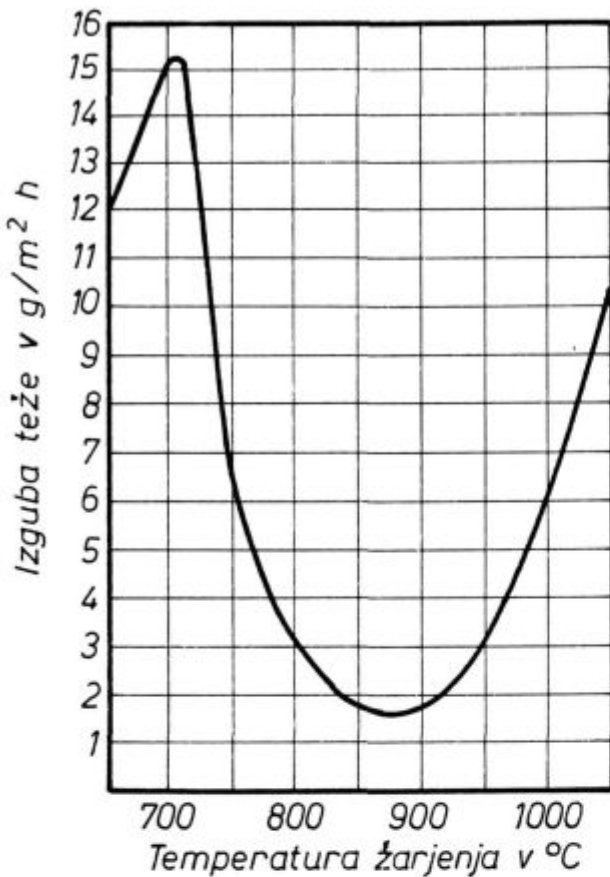
Slika 3

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.

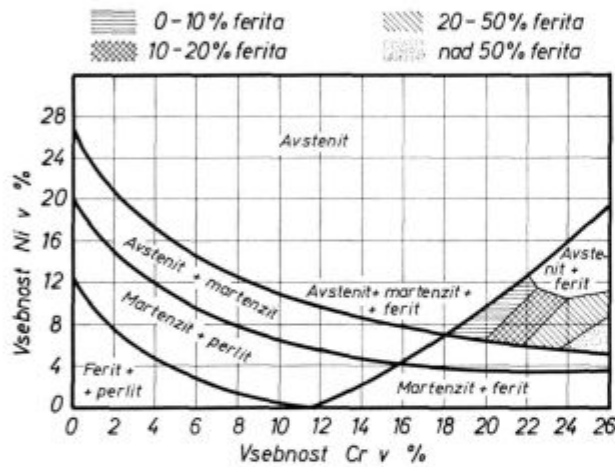
Z raziskavami večjega števila talin je Vinogradov¹ ugotovil, da povečanje vsebnosti Cr za 1,0 % poveča vsebnost alfa faze za 0,7 stopnje, da pa povečanje vsebnosti Ni za 1,0 % zmanjša vsebnost alfa faze za 0,6 stopnje po skali GOST 11878-66. Ravno tako je po njegovih ugotovitvah za vsebnost alfa faze 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 0,23–0,37 % 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:

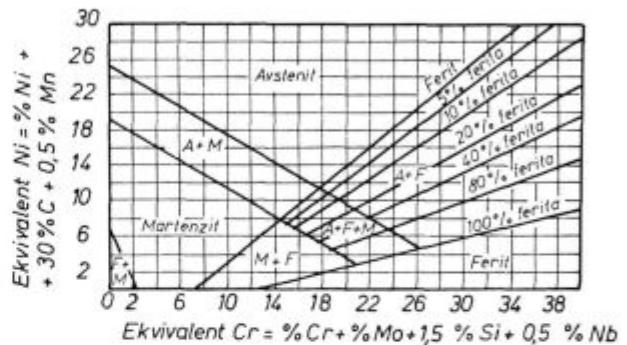
	vsebnost elementov v %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
Min.	0,03	0,30	0,40	14,00	7,50	0,00
Max.	0,20	0,50	4,00	25,00	21,00	3,00

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«.

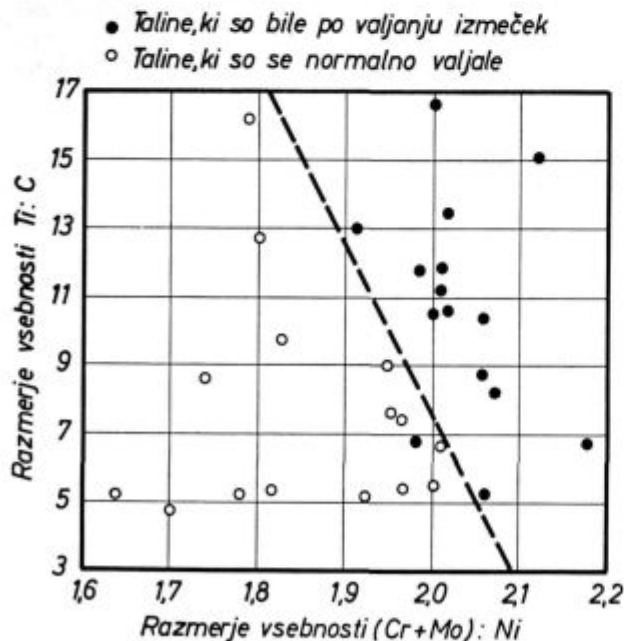
Razen navedenih raziskav in ugotovitev so po navedbah vzhodnonemške literature na osnovi izvednotenja valjarskega izmečka Cr-Ni avstenitnih jekel izvršene raziskave kako vplivajo kemijske sestave, vsebnost alfa faze v osnovni avstenitni strukturi in raztopitev TiC pri kratkotrajnem pregretju ter izločen 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

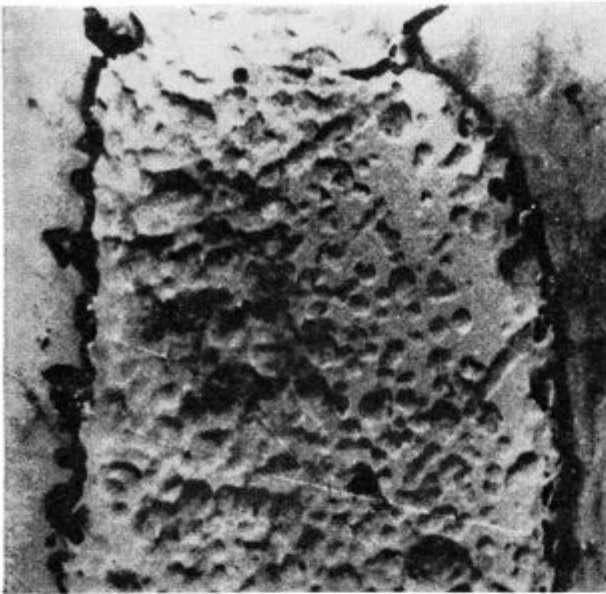


Slika 8

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

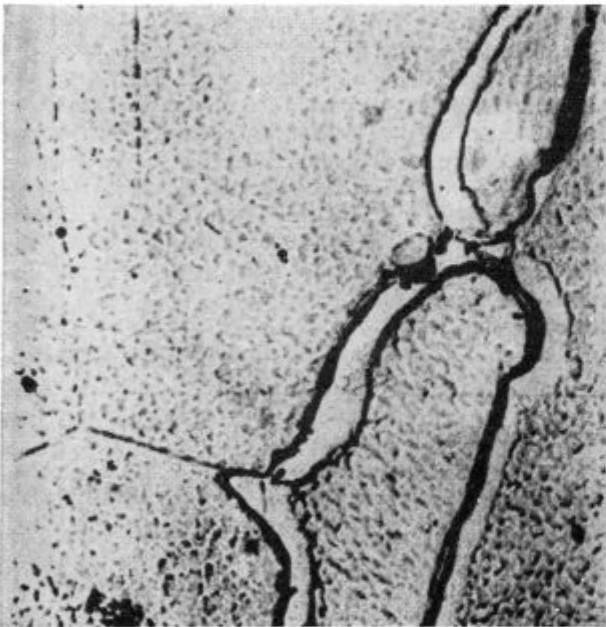
so taline, ki so se valjale brez izmečka, levo, in taline, ki so se valjale z izmečkom, desno od ločilne črte. Iz navedenega sledi, da je možnost nastanka izmečka podana s kemijsko sestavo jekla in s tem v zvezi pogojena z vsebnostjo alfa faze v jeklu. Če je talina glede na kemijsko sestavo razvrščena 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 kristalih 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 ×)

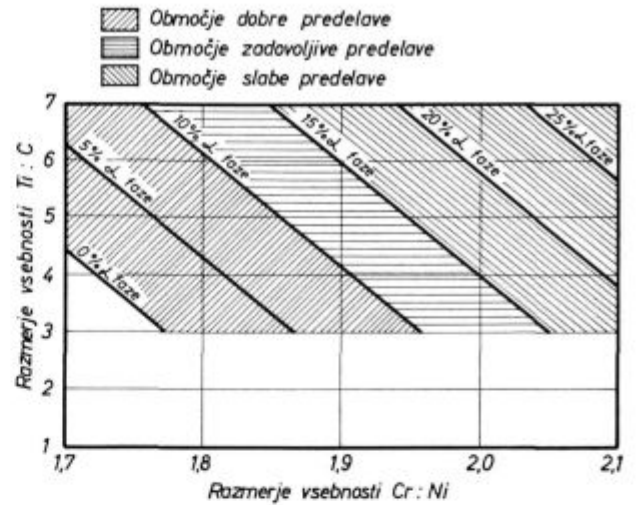


Slika 10

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 energetske pogoji, da se iz trdne raztopine izločijo Cr-karbid. Prisotnost karbidov na kristalnih mejah povzročata 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

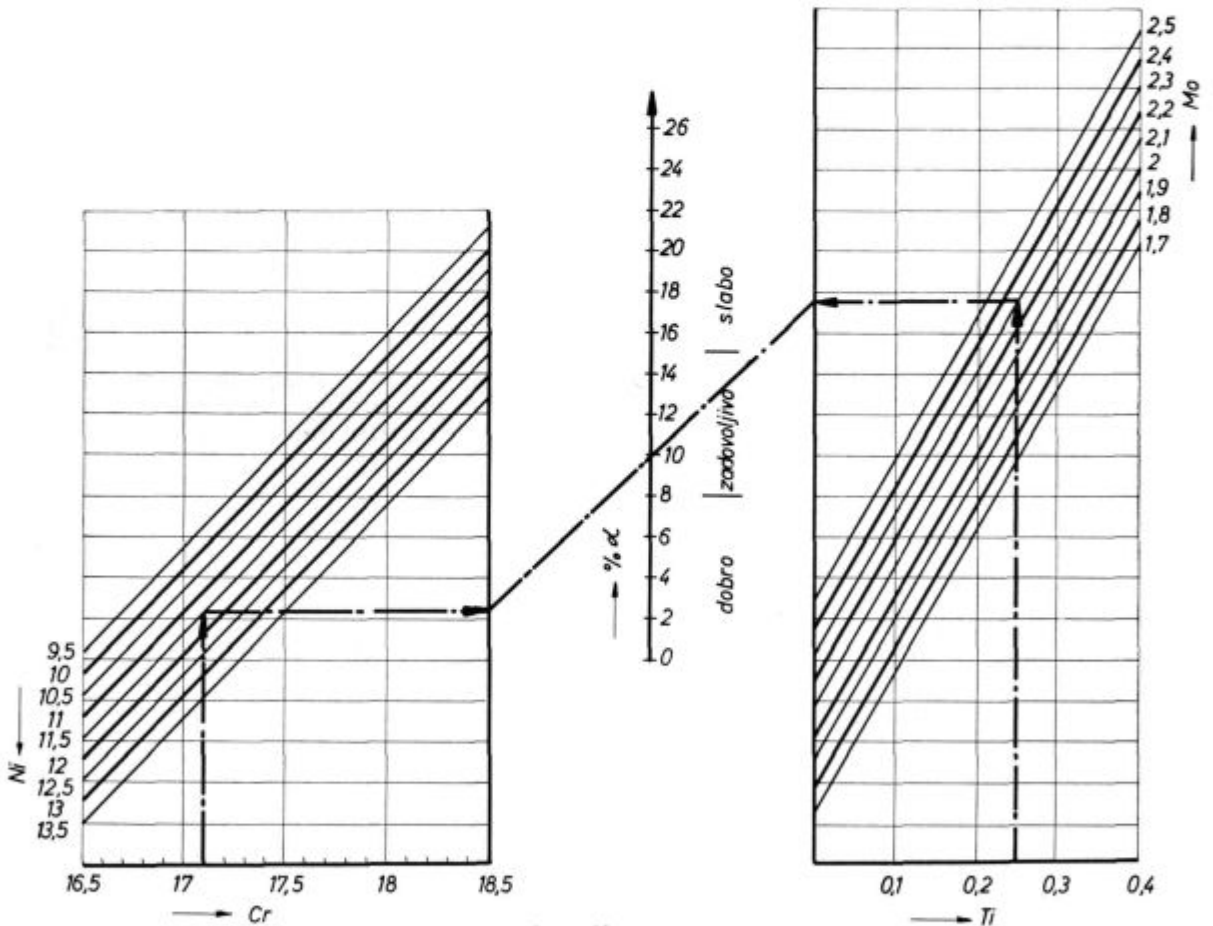
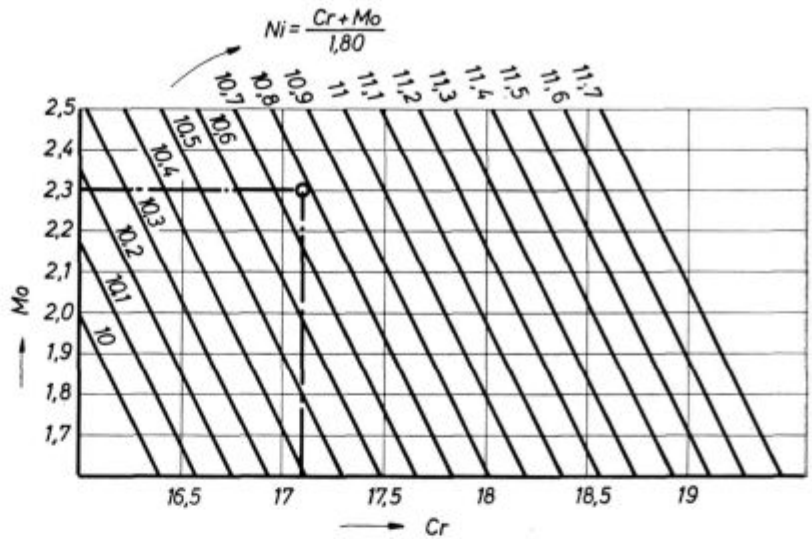
0,05%C

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. VZKG	$\% Ni = 1,3 Cr + 1,5 Mo + 1,5 Si + 3 Ti - 0,5 Mn - 30 C - 13,2$	$Ni_{izr} < Ni_{stvar}$ 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.

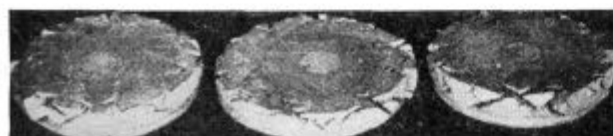
Iz navedenih slik lahko ugotovimo, da kovanje Cr-Ni avstenitnih jekel poteka normalno, če je vrednost kontrakcije večja od 70 %. Če je kontrakcija 50–70 %, nastopajo pri kovanju težave, medtem ko je pri kontrakciji, manjši od 50 %, kovanje neizvedljivo.

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.



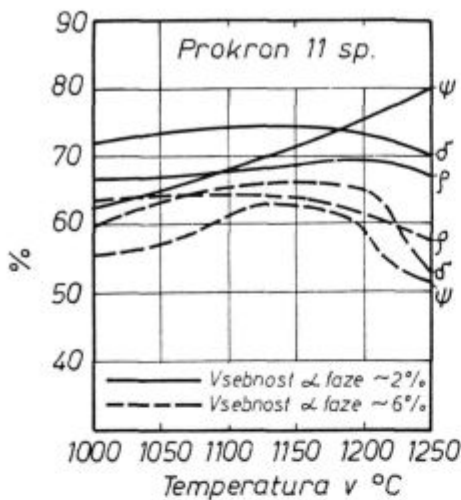
Slika 13

Krčilne probe Cr-Ni avstenitnega jekla z zadovoljivo plastičnostjo



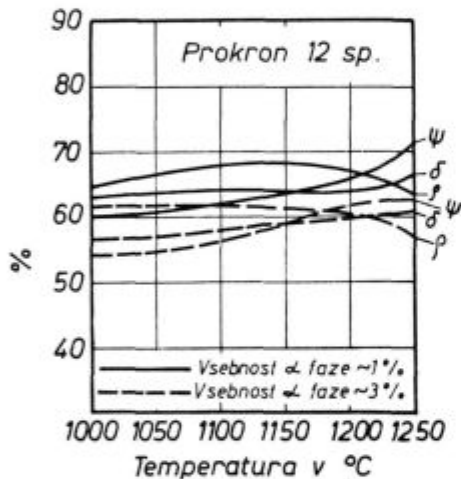
Slika 14

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.

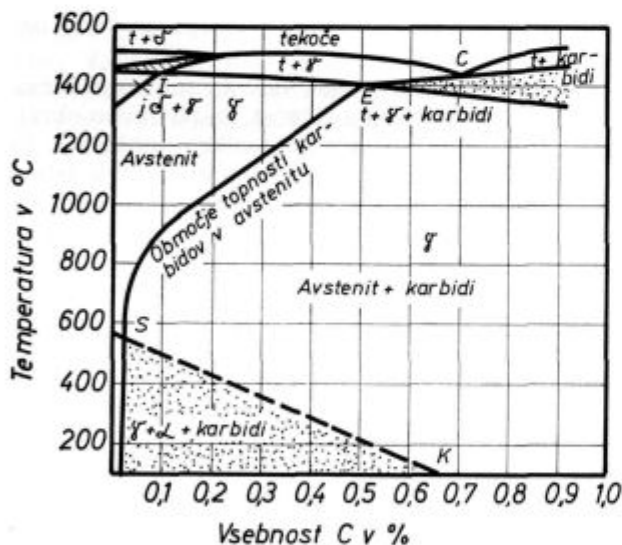
Na osnovi navedenih ugotovitev je izvršeno žarjenje vzorcev na temperaturi 1200° C v času 16 ur. Z metalografskim pregledom žarjenih vzorcev so ugotovljene naslednje spremembe: v talini št. 1 se je nekoliko zmanjšala vsebnost alfa faze, občutno pa se je spremenila njena oblika, in sicer iz mrežaste v 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 %.

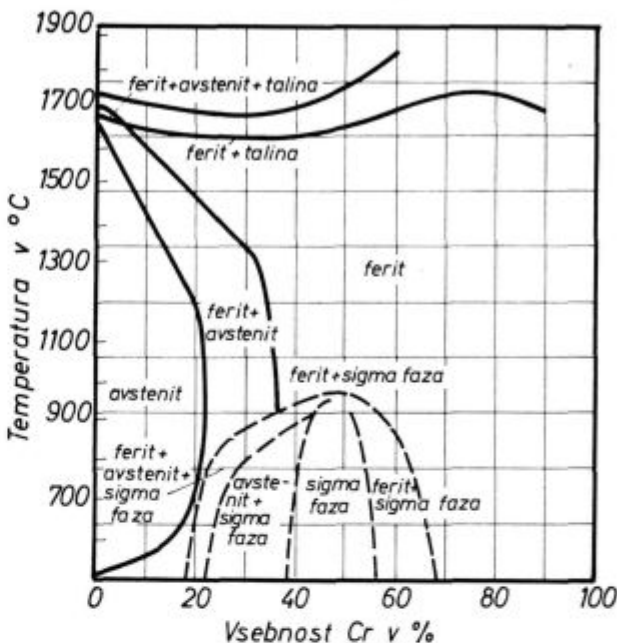


Slika 17

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.

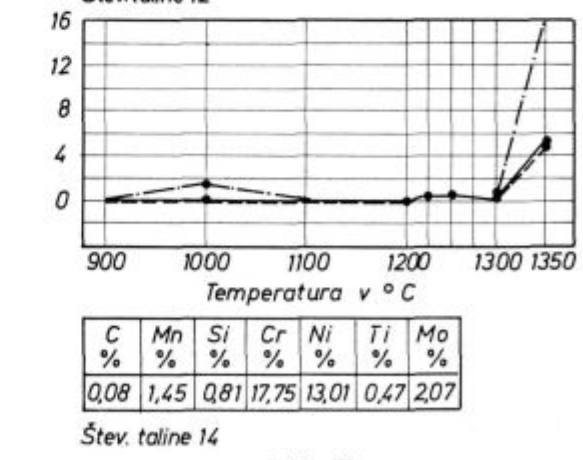
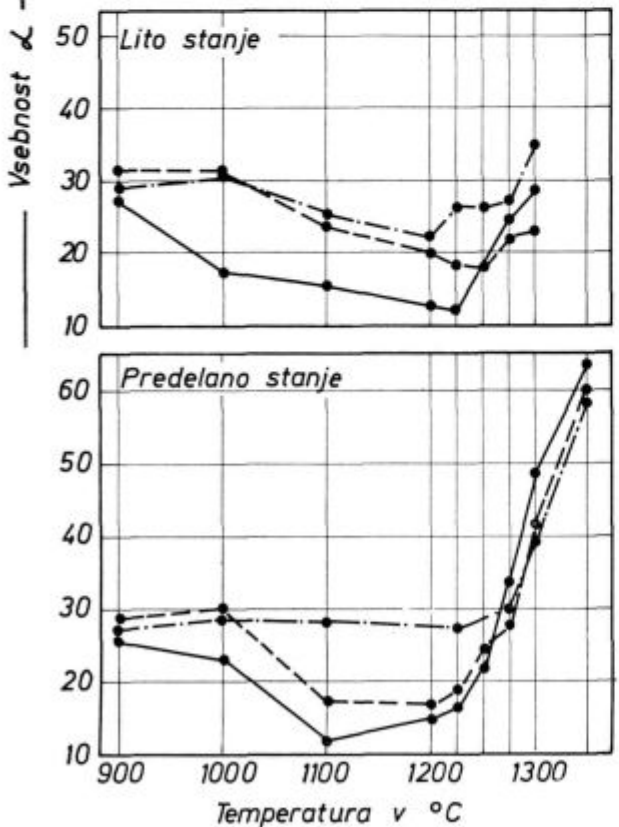
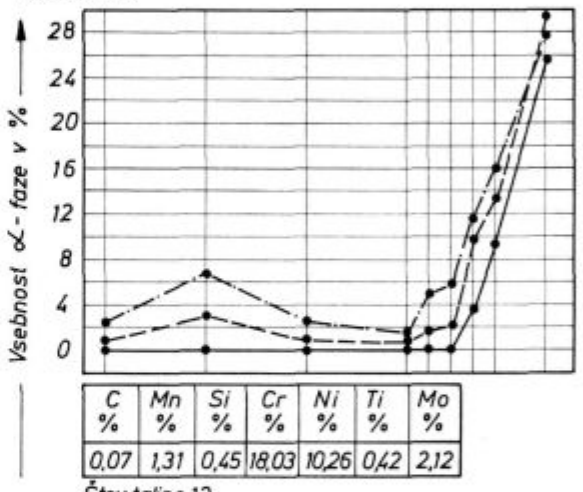
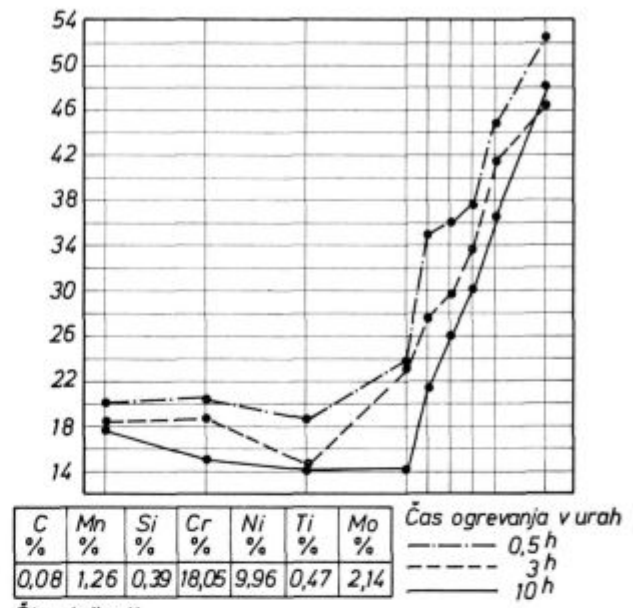
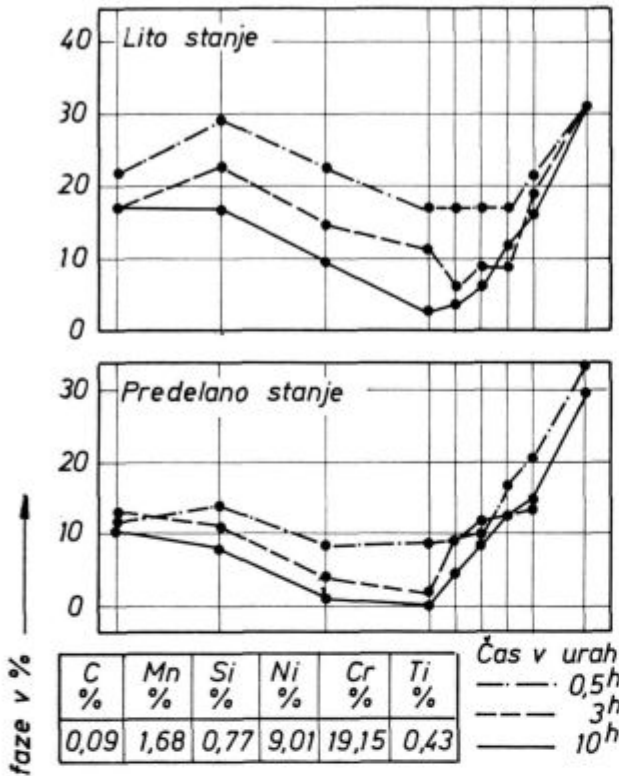


Slika 18
Ravnotežni diagram Fe-Cr-Ni pri vsebnosti 8 % Ni

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.

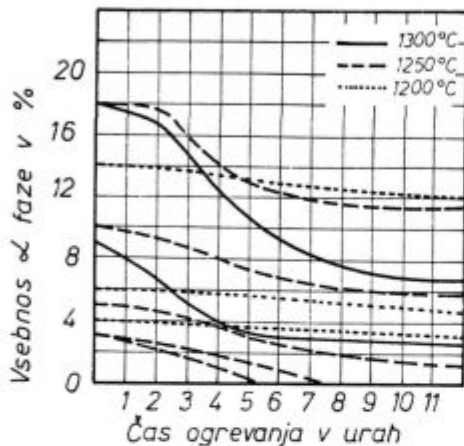


Slika 20 Vpliv temperature in časa ogrevanja na vsebnost alfa faze v jeklu C.4574 (Prokron 12 sp.)

C %	Mn %	Si %	Ni %	Cr %	Ti %
0,10	1,76	0,89	8,82	20,0	0,48

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 $\frac{\text{Ti}}{\text{C}} < 1,8 \frac{\text{Cr}}{\text{Ni}}$

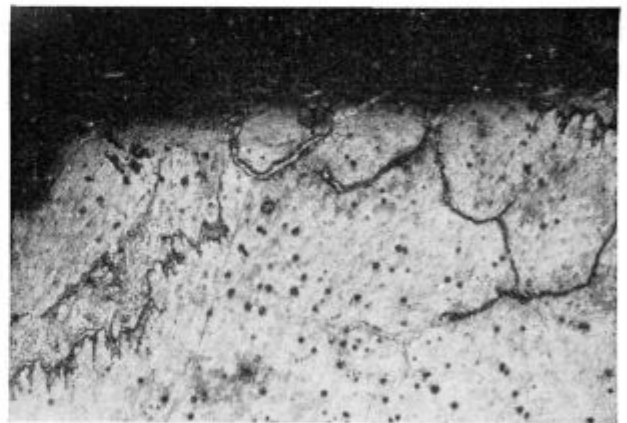
dovoljuje intenzificirani režim ogrevanja in povečati temperaturo ogrevanja na 1270—1280°C. Pri Cr-Ni avstenitnih jeklih z vsebnostjo alfa faze nad 15—20 % temperatura ogrevanja ne sme biti večja od 1250°C, medtem ko se moramo pri jeklih z vsebnostjo alfa faze 35—45 % pri ogrevanju posluževati specialnih 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 kalibrih. V procesu valjanja, posebno pa še pri valjanju trakov, nastaja motno-rjavkasta 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 kalibrih 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 Miš-metal) 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 наблюдать 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 высокого 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.

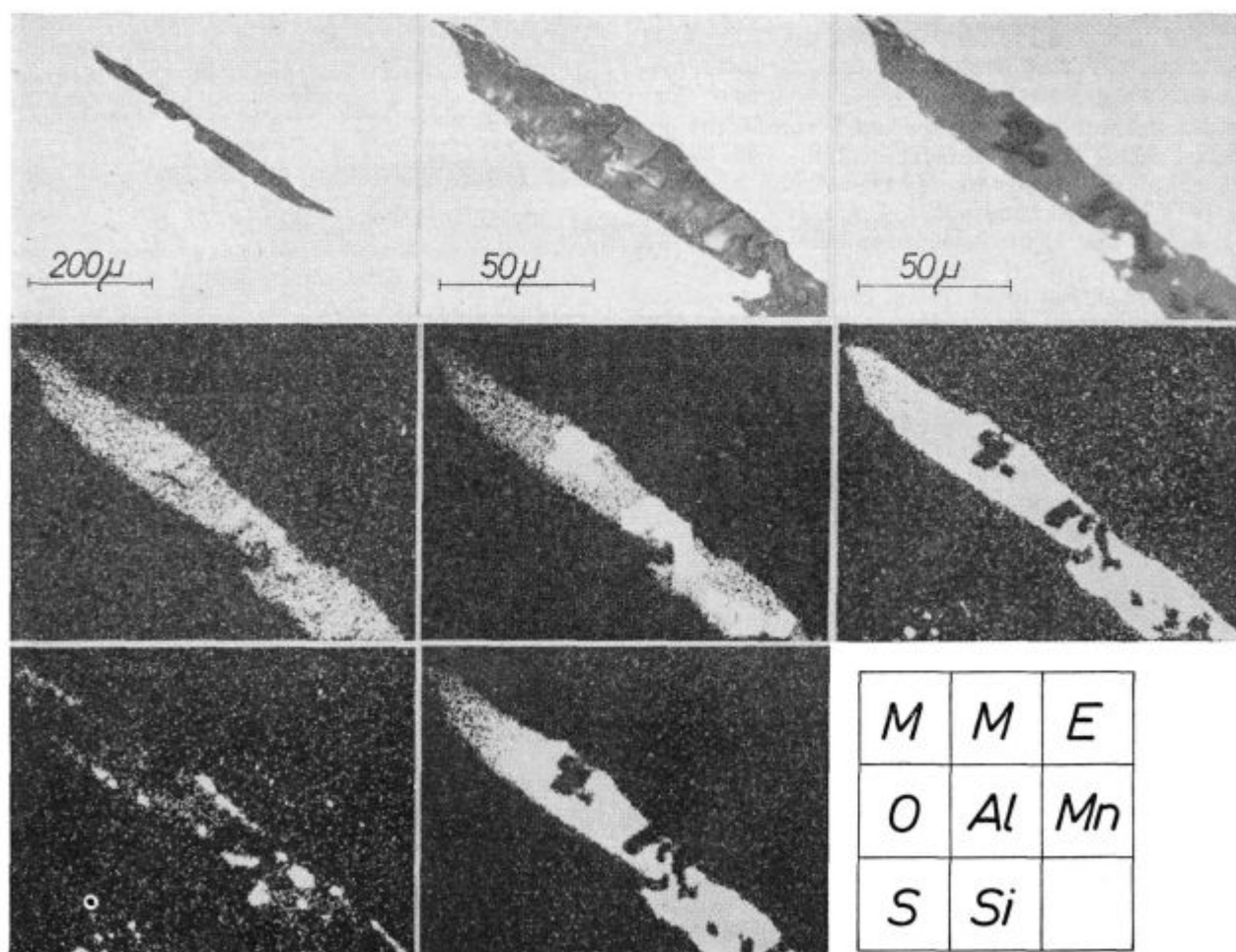
Вследствии характерной структуры расплава тех сортов аустенитных сталей которые имеют низкую пластичность, обжатие начальных преломов во время их прокатки должно быть минимальное. Также надо взять во внимание разрушение литой структуры; оно должно происходить равномерно и, поэтому во время прокатки,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

Nekatere pripombe k indentifikaciji in sestavi nekovinskih vključkov v jeklih

Opis povezave med videzom vključkov oksidnega tipa v metalografskem mikroskopu in njihovo realno sestavo, določeno s površinsko analizo v elektronskem mikroanalizatorju; zanesljivost optične identifikacije na osnovi barve, oblike, prosojnosti in ponašanja v polarizirani svetlobi; značilnosti analize na elektronskem mikroanalizatorju, predvsem geometrična ločljivost in napake pri analizi majhnih nekovinskih vključkov in demonstracija heterogenosti v sestavi mikroskopskih nekovinskih vključkov alumosilikatnega porekla.

Naše izkušnje in izkušnje, katere povzemamo iz tujih strokovnih publikacij, kažejo, da je elektronski mikroanalizator sedanje najboljše orodje za določitev resnične sestave nekovinskih vključkov v jeklih. Na osnovi rezultatov analiz v elektronskem mikroanalizatorju je bilo potrebno spremeniti nekatere nazore o nekovinskih vključkih, ki so bili osnovani na rezultatih analiz po drugih metodah.

V tem sestavku želimo pokazati na osnovi naših eksperimentalnih rezultatov in na primerih, kate-



Priloga 1*

Zraščen vključek v valjanem jeklu: osnova manganovega alumosilikata z zrni aluminijevega oksida in manganovega sulfida

* Na tej in na naslednjih prilogah pomenijo: M — mikroposnetek; MP — mikroposnetek pod dvakrat prekrižanima nikoloma; E, ES — elektronski posnetek sestave, ET — elektronski posnetek topografije; Al, Mn, Si — specifični X posnetki za Al, Mn in Si.

re smo povzeli iz strokovnega tiska, možnosti mikroanalizatorja za analizo vključkov in na primerih pokazati kolikšna je zanesljivost mikroskopske določitve narave nekovinskih vključkov. V prispevku uporabljamo metode za analize, katere smo opisali v že objavljenem delu¹.

Praktični primeri v sestavku so vzeti iz analiz, katere smo na Metalurškem inštitutu opravili za slovenske železarnice in preiskav, katere smo opravili s pomočjo sredstev Udruženja Jugoslovenskih Željezara Beograd.

1. Sestava nekovinskih vključkov in njihov videz v metalografskem mikroskopu

Geometrična ločljivost je pri analizi nekovinskih vključkov v elektronskem mikroanalizatorju bolj važna kot koncentracijska občutljivost. Praksa kaže, da nimamo praktično nikdar opravka z vključki, v katerih bi bile vsebnosti sestavnih elementov ali nečistoč tako nizke (pod 0,1 %), da bi nastale težave pri analizi na elektronskem mikroanalizatorju.

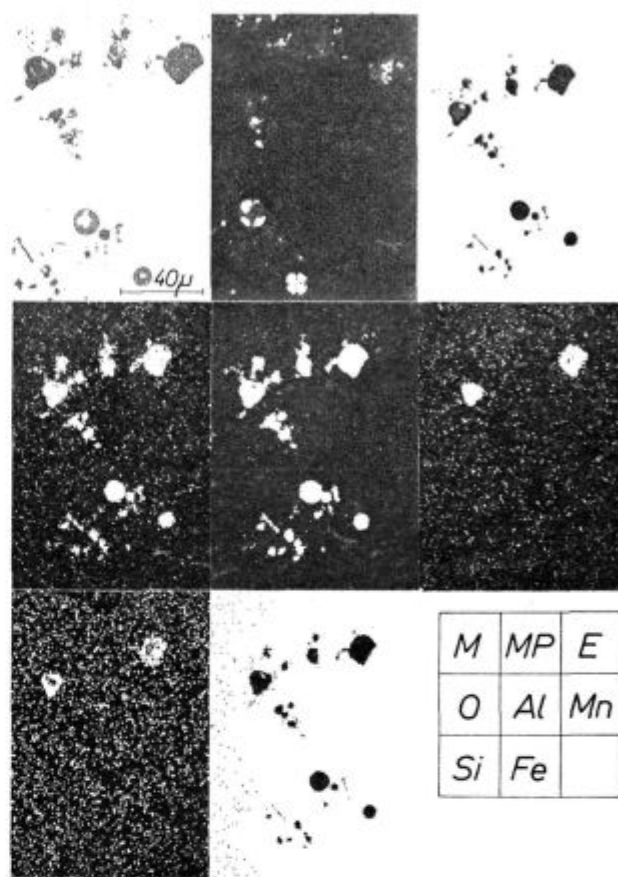
Naše izkušnje kažejo, da so vsebnosti primesi praktično vedno nad 1 %. Pač pa so pogosto vključki tako majhni, ali pa so tako majhni njihovi sestavni deli, da so na meji geometrične ločljivosti elektronskega mikroanalizatorja.

Na mikroposnetku na prilogi 1 vidimo pri povečavi $500\times$ v sivi osnovi* drobne svetlejšje lamele, katerih širina v ravnini obruska na posnetku je ca. 0,5 mm ali v naravi 0,001 mm. Te lamele še razločimo na elektronskem posnetku, ki je bil posnet pri povečavi $600\times$ in tudi na specifičnih X posnetkih za mangan in žveplo. Primerjava posnetkov površinske analize pokaže, da so lamele manganov sulfid, temnejša siva zrna so vključki aluminijevega oksida, osnova pa je manganov aluminosilikat, ki vsebuje nekaj železa.

Lahko torej trdimo, da je s površinsko analizo mogoče v elektronskem mikroanalizatorju razločiti nekovinske vključke z linearno dimenzijo 0,001 mm v ravnini opazovanja.

Metalograf oceni tip nekovinskih vključkov na osnovi oblike in barve. Če je v dvomu si pomaga še s polarizirano svetlobo in mikrotrdoto. Analize v elektronskem mikroanalizatorju pa kažejo, da oblika in barva nista zanesljiva kriterija za identifikacijo, prav tako ni zanesljivo ponašanje pri opazovanju pod navkrižnimi nikoli. Na primer vključke aluminijevega oksida vidimo v obruskah litega jekla lahko kot siva zrna, ki pokažejo ali ne notranje odseve pri opazovanju pod navkrižnimi nikoli, ali pa kot kroglice (priloga 2), ki pokažejo pod navkrižnimi nikoli odseve ali celo značilni križ. O tem več nekoliko dalje. Zelo pogosto so vključki aluminijevega oksida zraščeni z vključki manganovega sulfida.

* Vse oznake o barvi veljajo za opazovanje v metalografskem mikroskopu z uporabo zelenega filtra in obvestitve z navadno žarnico.



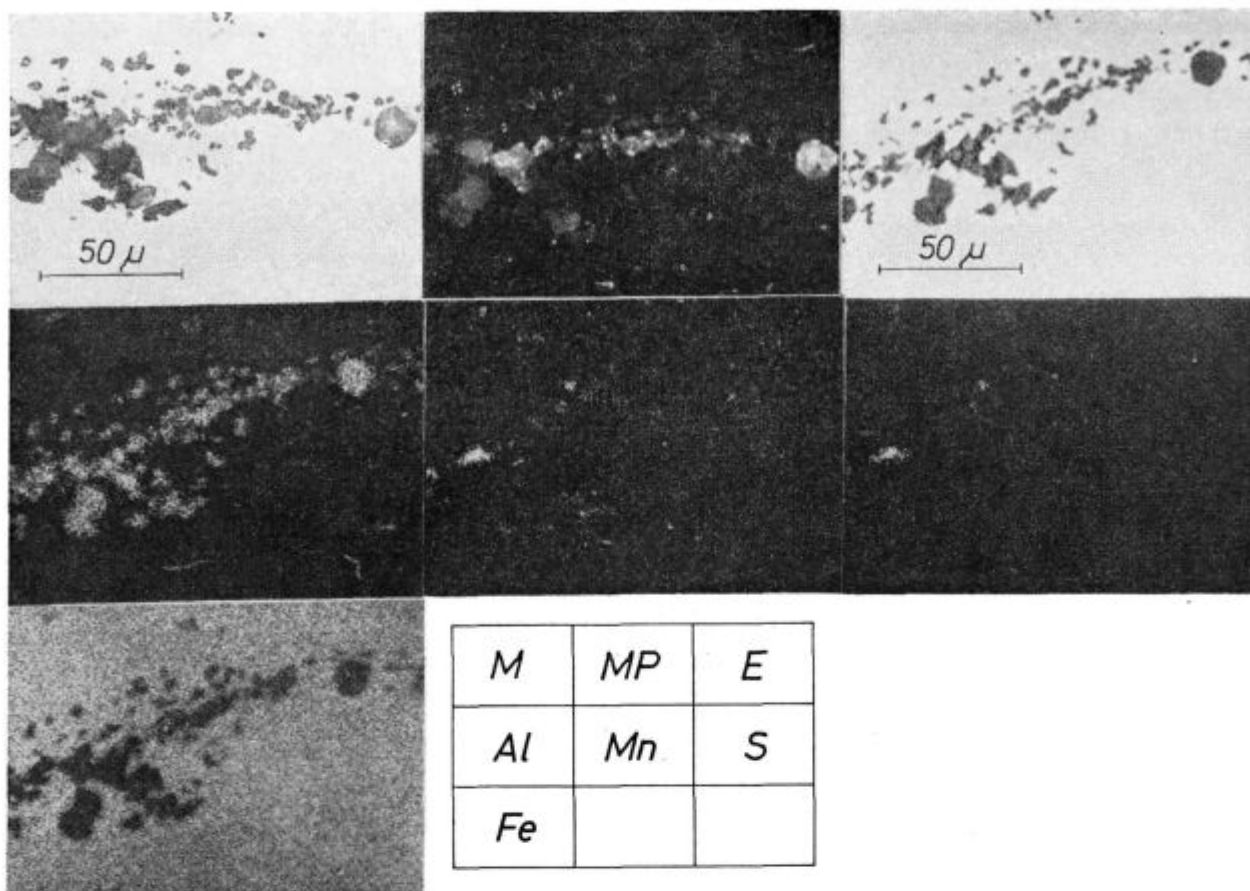
Priloga 2

Okrogli vključki aluminijevega oksida in zrnati vključki, ki vsebujejo okside aluminija, mangana in silicija v litem jeklu

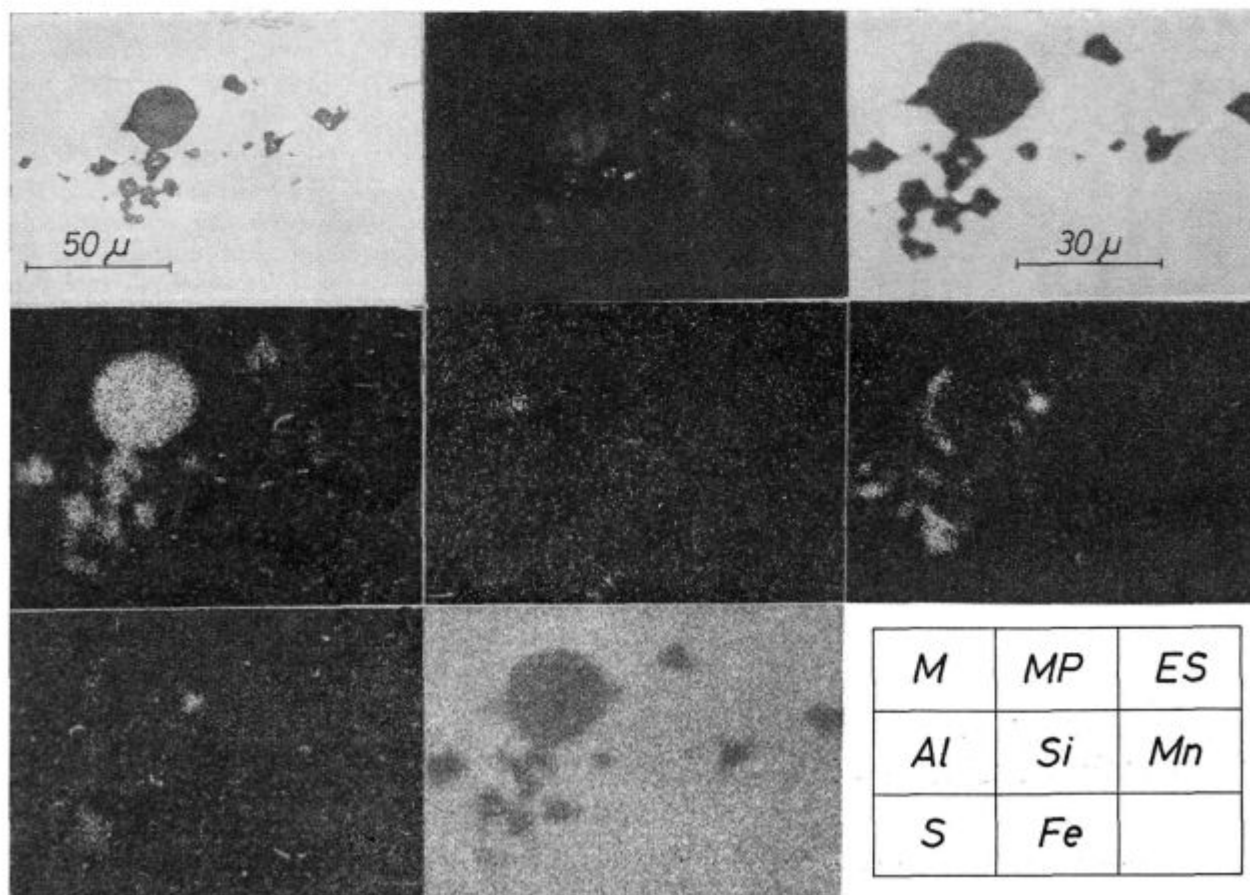
V valjanem jeklu imajo nezraščeni vključki aluminijevega oksida navadno ostre robove, so sive barve in nastopajo v skupinah ali nizih, ki so potegnjeni v smeri valjanja. Vključki so bolj ali manj prosojni ter dajo različen odsev pri opazovanju pod navkrižnimi nikoli (priloga 3). Večinoma imajo zrnato obliko, najdejo pa se tudi krogličasti vključki (priloga 4).

V močno onečiščenih jeklih so lahko vključki aluminijevega oksida zbrani v večjih skupkih, ki so bolj ali manj sploščeni. Posamezna zrna v takih skupkih so slabo zraščena, zato se odluščijo pri pripravi obruskov. Često so posamezna zrna v zraščeni tvorbi na obruskah močno reliefna in imajo modrikast odtenek.

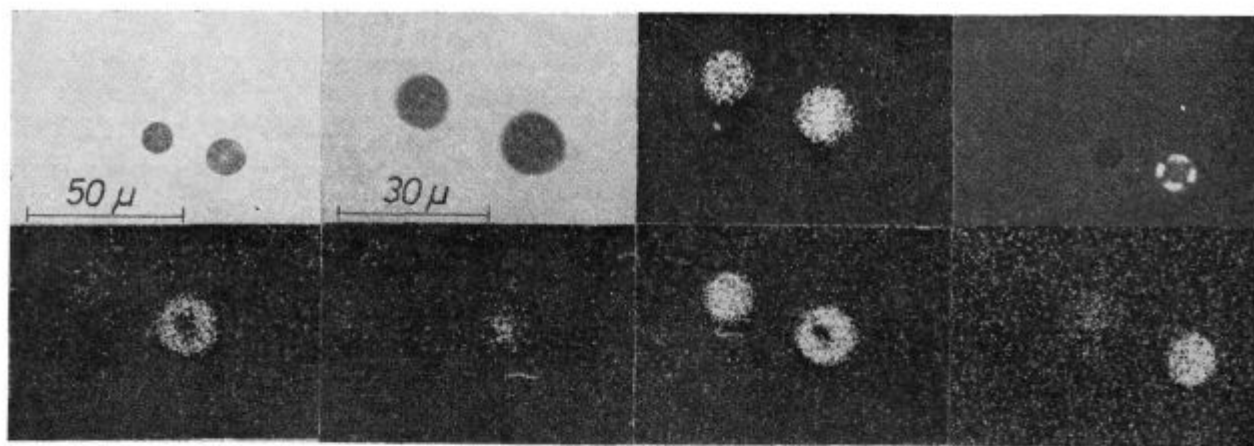
Vključki mangan-železovega silikata so v litem jeklu, sive barve, okrogle oblike in več ali manj prosojni (priloga 5). Zelo redko so aluminosilikatni vključki prozorni. Pri opazovanju pod navkrižnimi nikoli pokažejo značilen križ tem jasneje, čim bolj so prosojni ali prozorni. Čisti aluminijev silikat ne pokaže križa, čeprav je prozoren. Križ pa ni značilen samo za aluminosilikate, marveč ga dobimo lahko tudi na vključkih aluminijevega oksida (priloga 2 in 3), ki lahko vsebujejo do 2 % mangana in podobno železa in so krogličaste ali zaoblje-



Priloga 3
Vključki aluminijevega oksida v valjanem jeklu



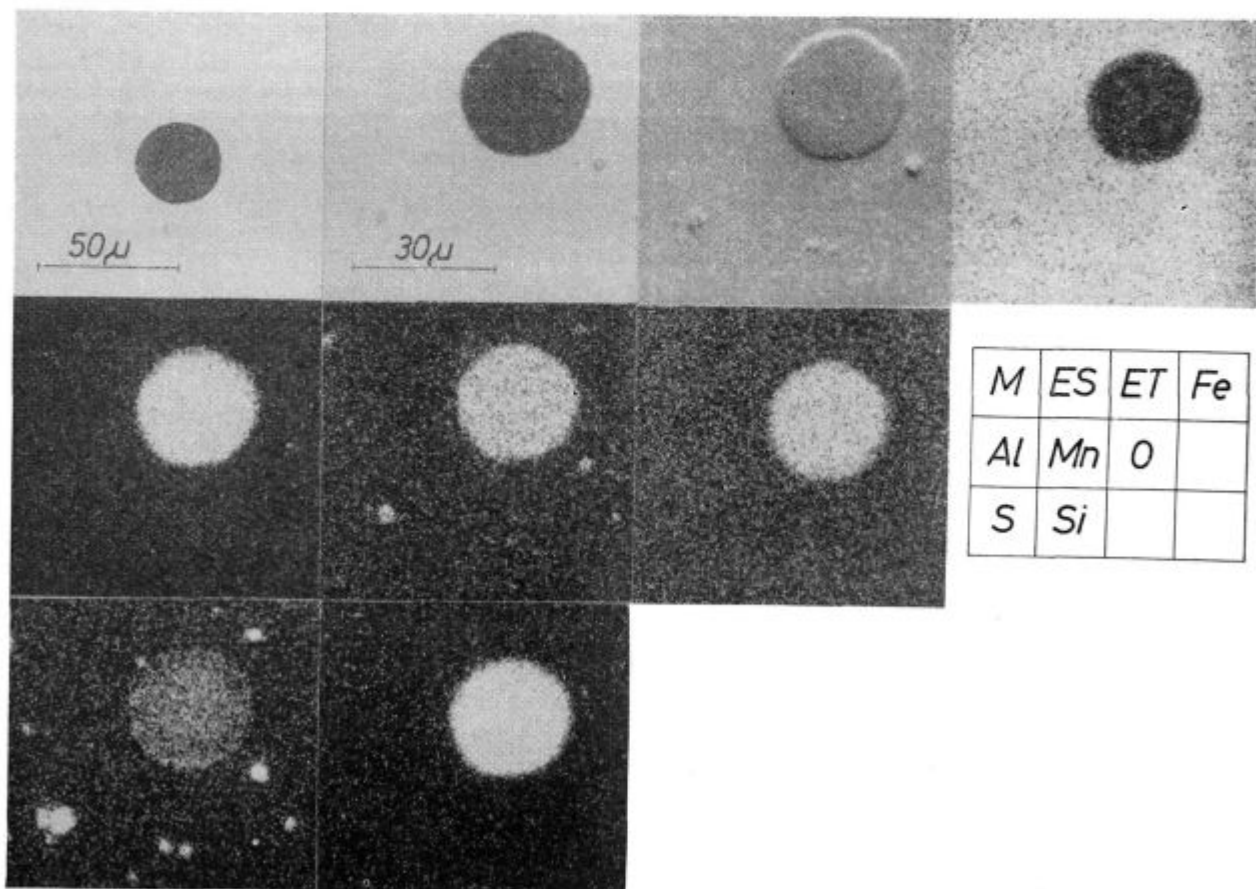
Priloga 4
Okrogli in zrnati vključki manganovega oksida ter vključki manganovega sulfida v valjanem jeklu



<i>M</i>	<i>ES</i>	<i>Al</i>	<i>MP</i>
<i>Ca</i>	<i>Mg</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>

Priloga 5

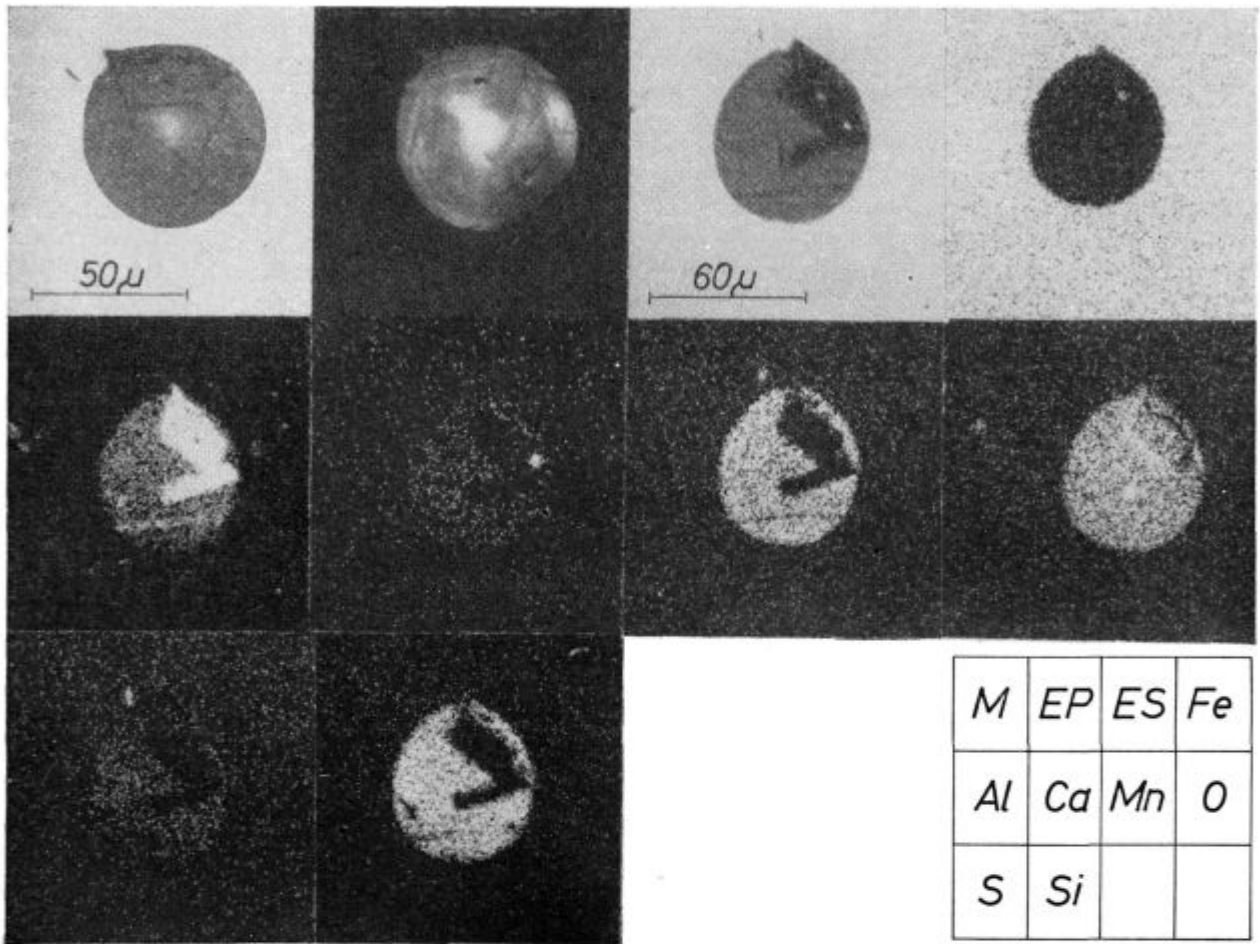
Okrogla vključka v litem jeklu; manganov alumosilikat, ki vsebuje kalcij in sled magnezija ter aluminijev silikat, ki vsebuje sled mangana in kalcija



<i>M</i>	<i>ES</i>	<i>ET</i>	<i>Fe</i>
<i>Al</i>	<i>Mn</i>	<i>O</i>	
<i>S</i>	<i>Si</i>		

Priloga 6

Okrogel vključek manganovega alumosilikata, ki vsebuje žveplo, obdan z drobnimi vključki sulfidne narave v litem jeklu



Priloga 7

Zraščen vključek v litem jeklu, osnova je manganov alumosilikat, ki vsebuje sled kalcija in žvepla, zrastek je zrno aluminijevega oksida

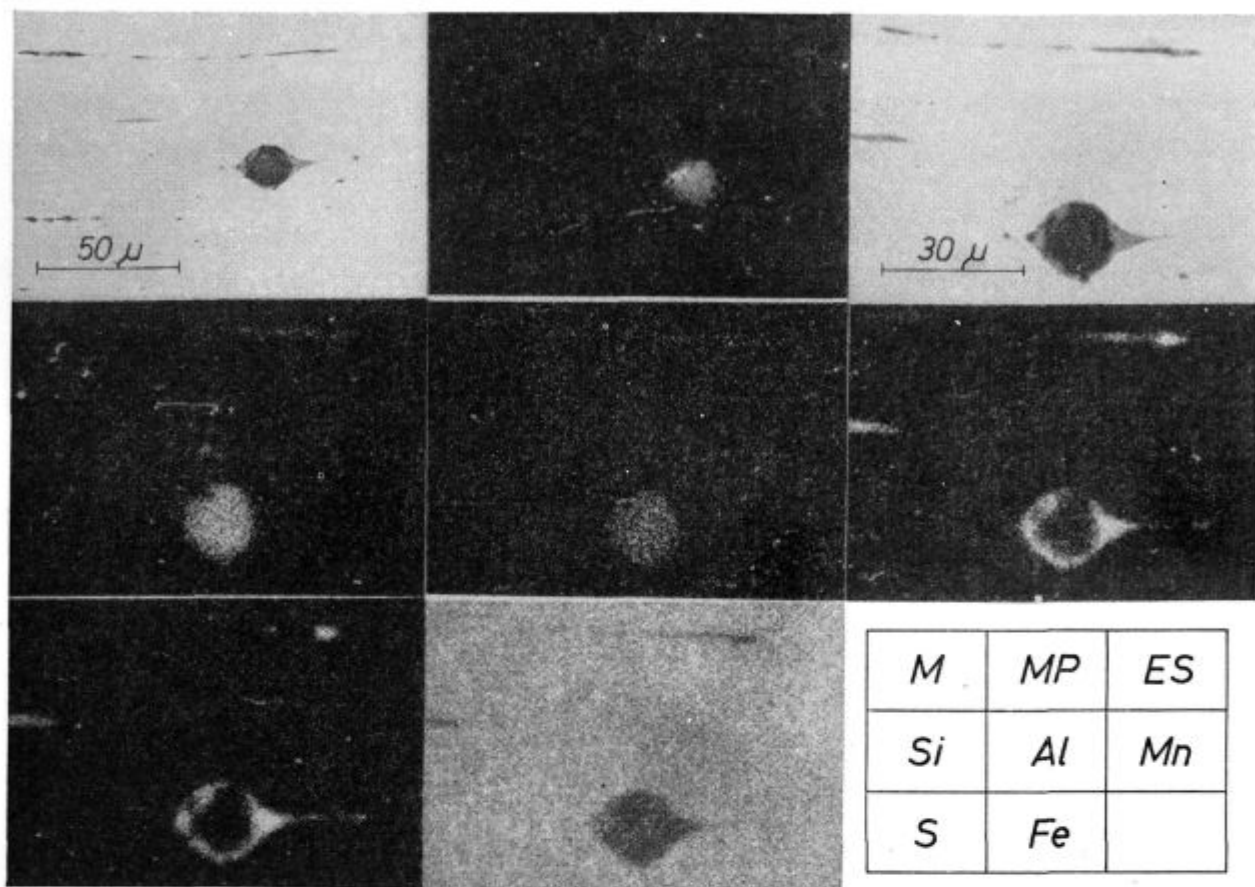
ne oblike. Teh dveh elementov ne najdemo v zrnatih vključkih aluminijevega oksida. Razlika v obliki in sestavi je dokaz za različno poreklo vključkov. Očitno je namreč, da so bili zaobljeni vključki staljeni v staljenem jeklu in da so s kristalizacijo iz taline dobili značilno teksturo, katere znak je križ pri opazovanju v mikroskopu pod navzkrižnimi nikoli. V optično izotropnih in homogenih vključkih manganovega alumosilikata, ki so bili temno sive barve in neprosojni smo našli tudi kalcij in magnezij ter celo žveplo (priloga 5). Po videzu v metalografskem mikroskopu in po rezultatih analize v elektronskem mikroanalizatorju ni mogoče razločiti kako je žveplo vgrajeno v vključek. Malo se nam zdi verjetno, da bi bilo raztopljeno v manganovem alumosilikatu, verjetneje so taki vključki fino dispergirana zmes oksidne sestavine in manganovega sulfida. Često so vključki manganovega alumosilikata zraščeni s poligonalnimi zrni aluminijevega oksida (priloga 7).

Tudi v valjanem jeklu pri našem delu še nismo naleteli na čiste manganove silikate, marveč le na manganove alumosilikate in redko na vključke

aluminijevega silikata, ki ohranijo krogličasto ali zrnato obliko iz litega jekla tudi v valjenem jeklu (priloga 8) ter so često obdani še z manganovim sulfidom.

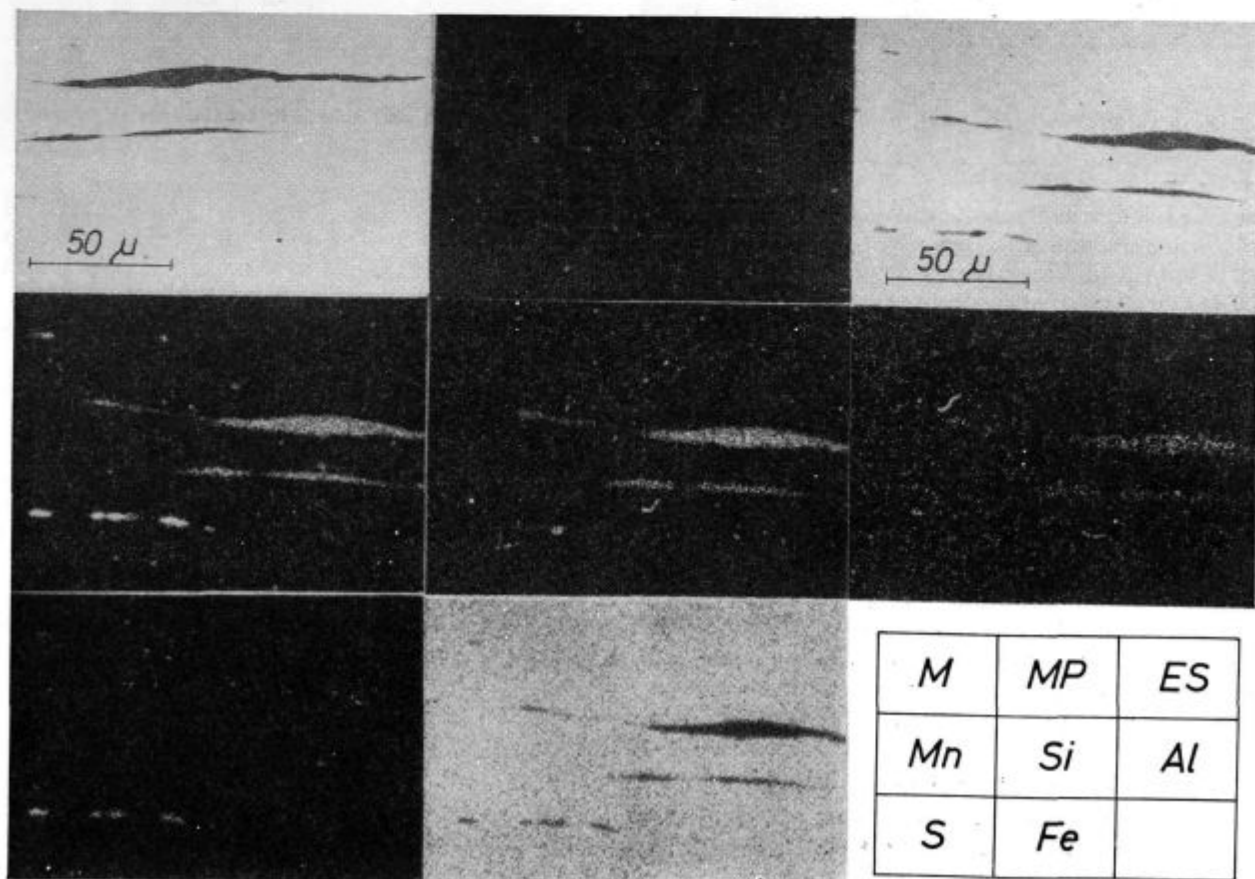
V alumosilikatih je tudi železo, vendar je njegova vsebnost približno 10-krat nižja od vsebnosti mangana, zato jih označujemo kot manganove alumosilikate. So temno sive barve in slabo prosojni. Pri opazovanju pod navzkrižnimi nikoli pokažejo le bolj ali manj intenziven odsev, pogosto pa ostanejo temni (priloga 9). Imajo značilno razpotegnjeno obliko z nitastimi podaljškami in so pri isti stopnji vroče predelave in isti vsebnosti železa in mangana tem tanjši čimveč je v njih silicija in čim manj aluminija. Po obliki jih je v nekaterih primerih mogoče zamenjati s sulfidnimi vključki, vendar se eni od drugih zelo jasno ločijo po barvi, saj imajo sulfidi vedno značilno golobje sivo barvo. Zelo pogosto so vključki manganovega alumosilikata zraščeni z vključki manganovega sulfida.

V litem jeklu so vključki kalcijevega aluminata lahko v obliki bolj ali manj prosojnih ali celo prozornih lamel (priloga 10) ali zrn, katera po videzu



Priloga 8

Krogličast vključek, zrno aluminijevega silikata, obdano z manganovim sulfidom

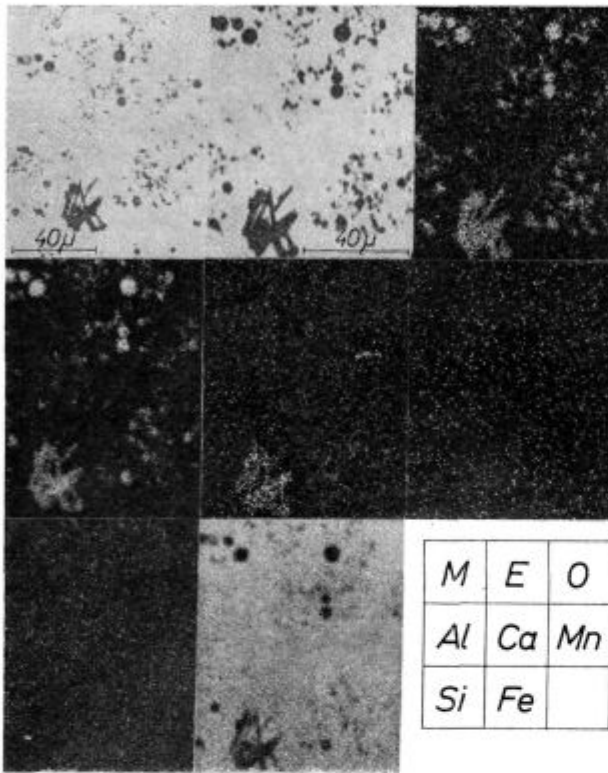


Priloga 9

Temno sivj vključki plastičnega manganovega alumosilikata in svetlo sivj vključki manganovega sulfida

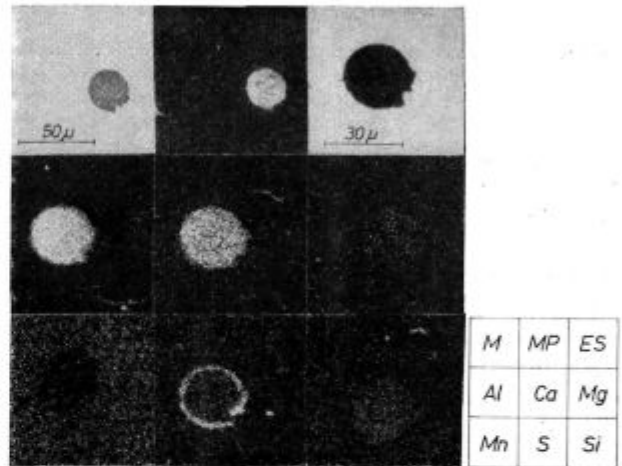
v mikroskopu težko ločimo od vključkov aluminijevega oksida (priloga 11). Po Salterju in Pickeringu² nastaja v jeklu za kroglične ležaje v obliki lamel aluminat $CaO \cdot Al_2O_3$, ki ima najvišje tališče od vseh spojin obeh oksidov. Pri našem delu smo

zelo redko naleteli na kristalaste vključke kalcijevega aluminata. Pogostejši so krogličasti vključki, ki vsebujejo kalcij. Pogosto ima oksidna notranjost takih vključkov, ki je sive barve in ima pod navzkrižnimi nikoli rumen odsev, obod sulfidne narave, kjer je žveplo vezano s kalcijem ali manganom (prilogi 12 in 13). Značilna za take vključke je drobno nagubana površina, kar jih loči od krogličastih vključkov aluminijevega oksida, manganovega alumosilikata in aluminijevega silikata. Taki aluminati so verjetno steklasti in po sestavi ne ustrezajo nobeni definirani stehiometrični spojini. Čiste steklaste vključke najdemo redko, čisti pa so aluminatni vključki, ki so zraščeni z zrni aluminijevega oksida, zrni aluminatov z več alumi-



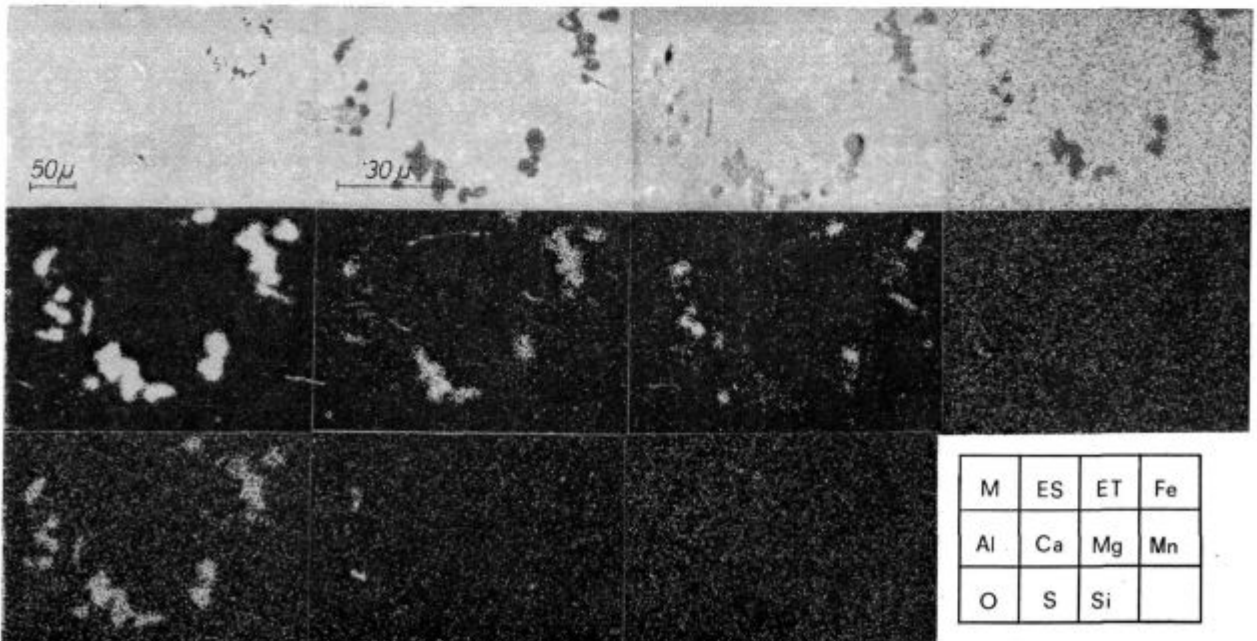
Priloga 10

Okrogli vključki aluminijevega oksida in zrna kalcijevega aluminata



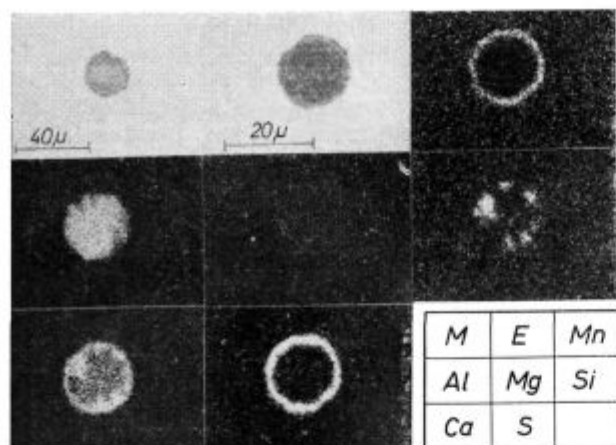
Priloga 12

Vključek kalcijevega aluminata steklaste narave obdan z vencem kalcijevega oksida. V aluminatu je sled magnezija in aluminija



Priloga 11

Zrnatni vključki aluminijevega oksida in kalcijevega aluminata v litem jeklu



Priloga 13

Vključek sestavljen iz različnih kalcijevih aluminatov, zraščeni z zrnji aluminijevega silikata in obdar z vencem kalcijevega sulfida

nija (priloga 13), redko pa zraščeni z zrnji magnezijevega oksida ali magnezijevega aluminata (priloga 14). Najpogosteje pa so v aluminatnem steklu zrna aluminatov z več aluminijevega oksida, ki so kristalizirana in imajo višje tališče ter so najverjetneje definirane spojine.

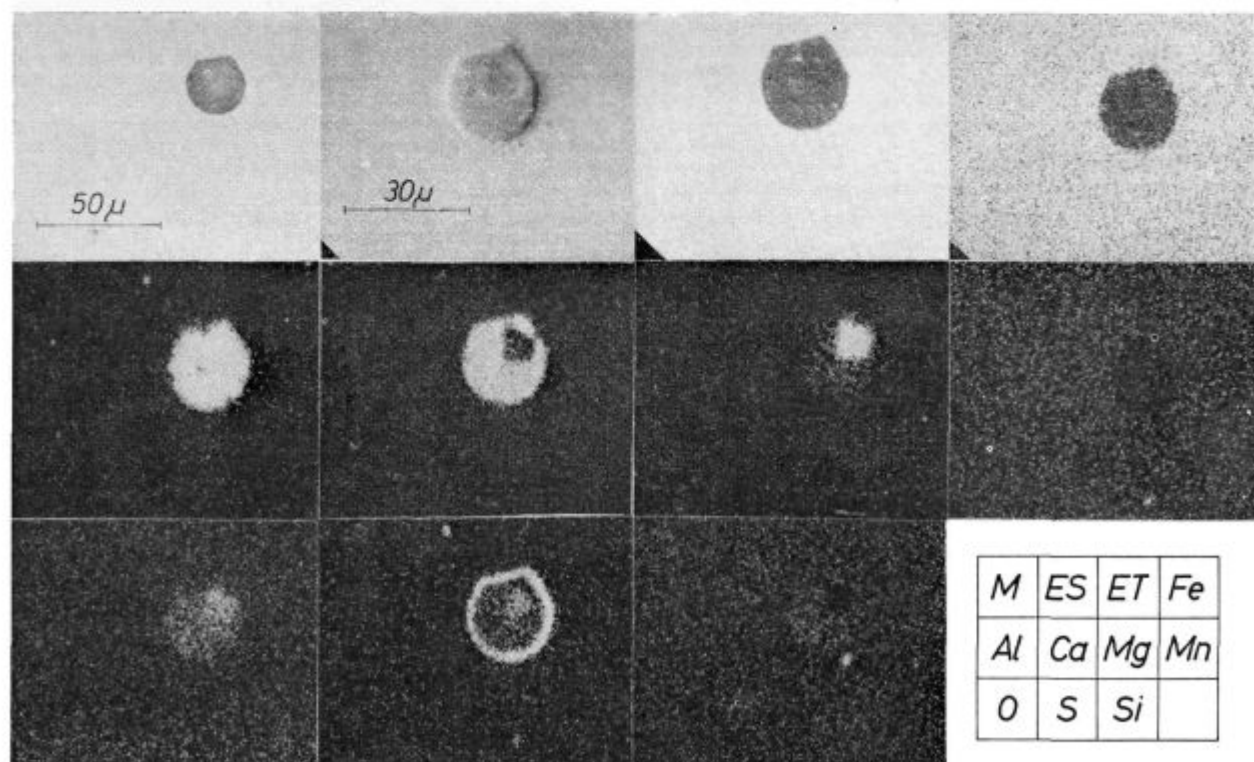
Okrogli vključki kalcijevega aluminata so manj plastični od po obliki podobnih vključkov manganovega alumosilikata, zato se pri valjanju le malo deformirajo in dobijo ovalno obliko (priloga 15 in 16) ali pa se zdrobijo v nize zrn, ki se po barvi

in obliki ne razlikujejo od vključkov aluminijevega oksida (priloga 17). Taki vključki pogosto vsebujejo tudi magnezij. Z razliko od vključkov aluminijevega oksida imajo kdaj pa kdaj rahlo ovalno ali drobno nagubano površino (priloga 18). V valjanem jeklu se vključki kalcijevega aluminata v večjih skupkih slabo držijo skupaj, zato se posamezna zrna luščijo pri pripravi obruskov.

Vključki manganovega aluminata (galaksita) so redki. V litem jeklu imajo okroglasto obliko in heterogen videz. Pogosto so obdani s plaščem aluminijevega oksida (priloga 19), kar je znak da je vključek reagiral z aluminijem v talini. Vključke galaksita najdemo v valjanih jeklih redko. Pri opazovanju v mikroskopu so podobni kot vključki aluminijevega oksida, le da imajo rjav odtenek (priloga 20). V nerjavni jeklih najdemo podobne vključke galaksita, v katerih pa je del aluminija izomorfno nadomeščen s kromom (priloga 21).

2. Kvantitativna analiza nekovinskih vključkov

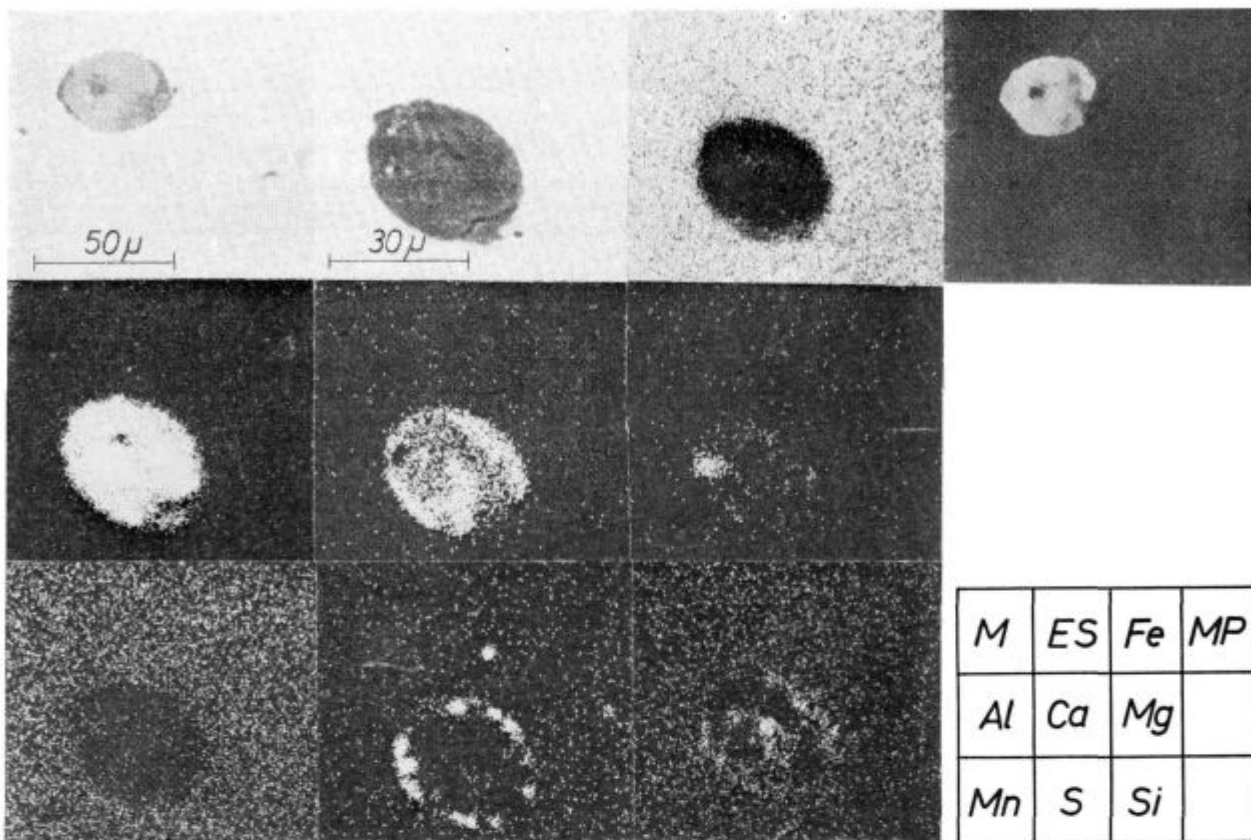
Omenili smo že možnost, da je v nekovinskih vključkih manganovega alumosilikata dispergirana tudi sulfidna faza. Razumljivo je, da sestave takih vključkov ni mogoče določiti po nobeni metodi razen z »in situ« analizo na elektronskem mikroanalizatorju. Vse metode, ki slonijo na izolaciji vključkov, dajo namreč le poprečno sestavo, rezultati rentgenske analize pa nam odkrijejo posamezne faze, ne povedo pa ničesar o tem kako so faze med seboj povezane.



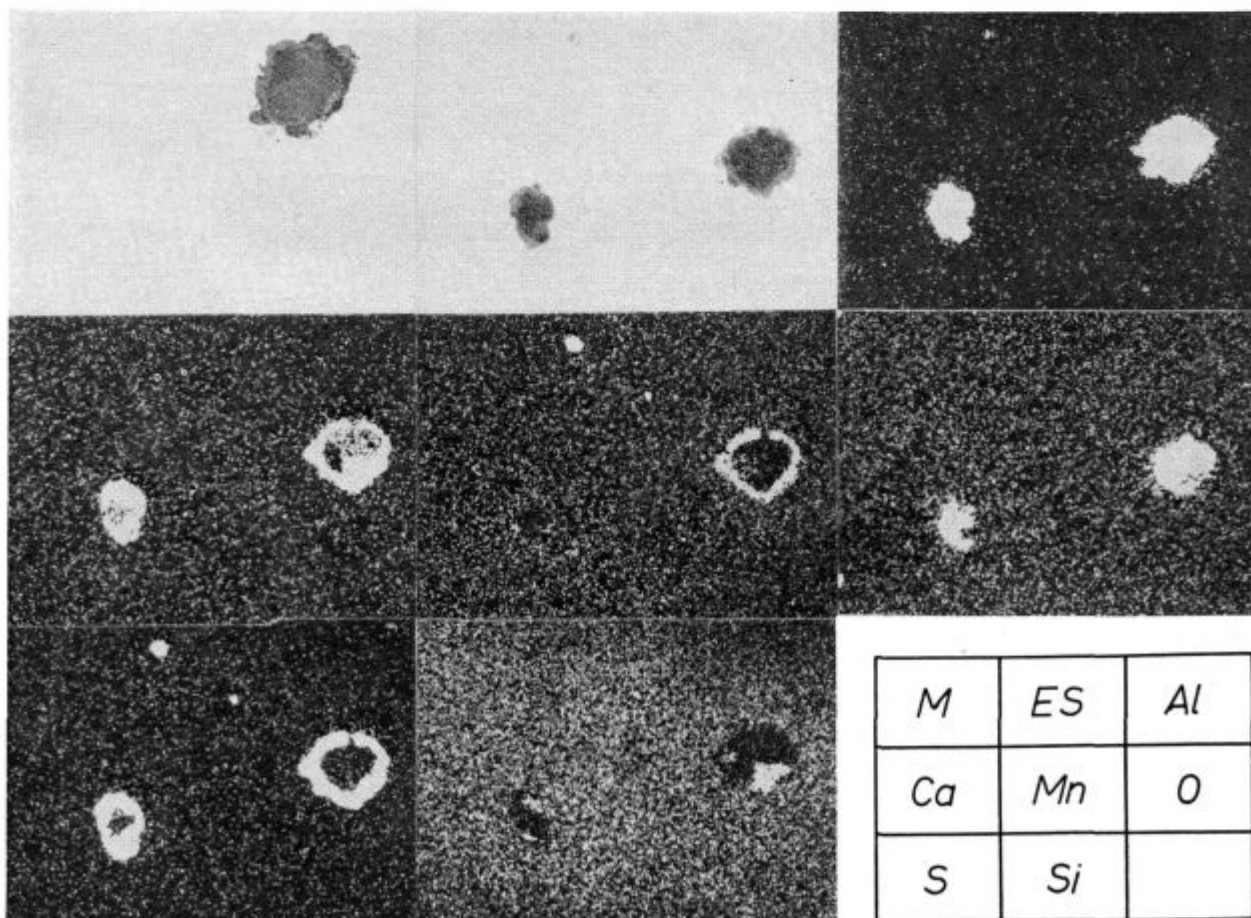
Priloga 14

Vključek kalcijevega aluminata z zrnjem magnezijevega aluminata in obdar z vencem kalcijevega sulfida

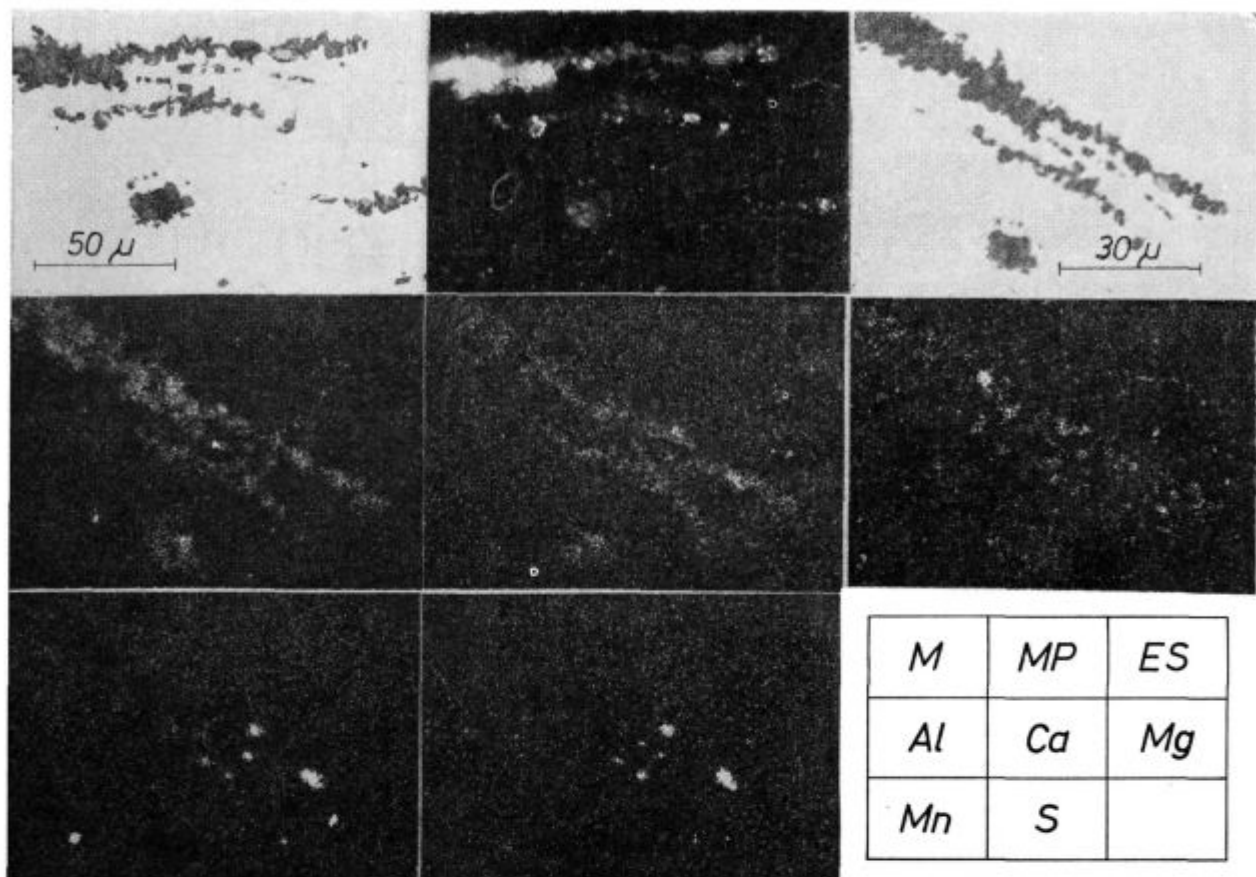




Priloga 15
Vključek kalcijevega aluminata v valjanem jeklu. Po obodu vključka so sulfidna zrna

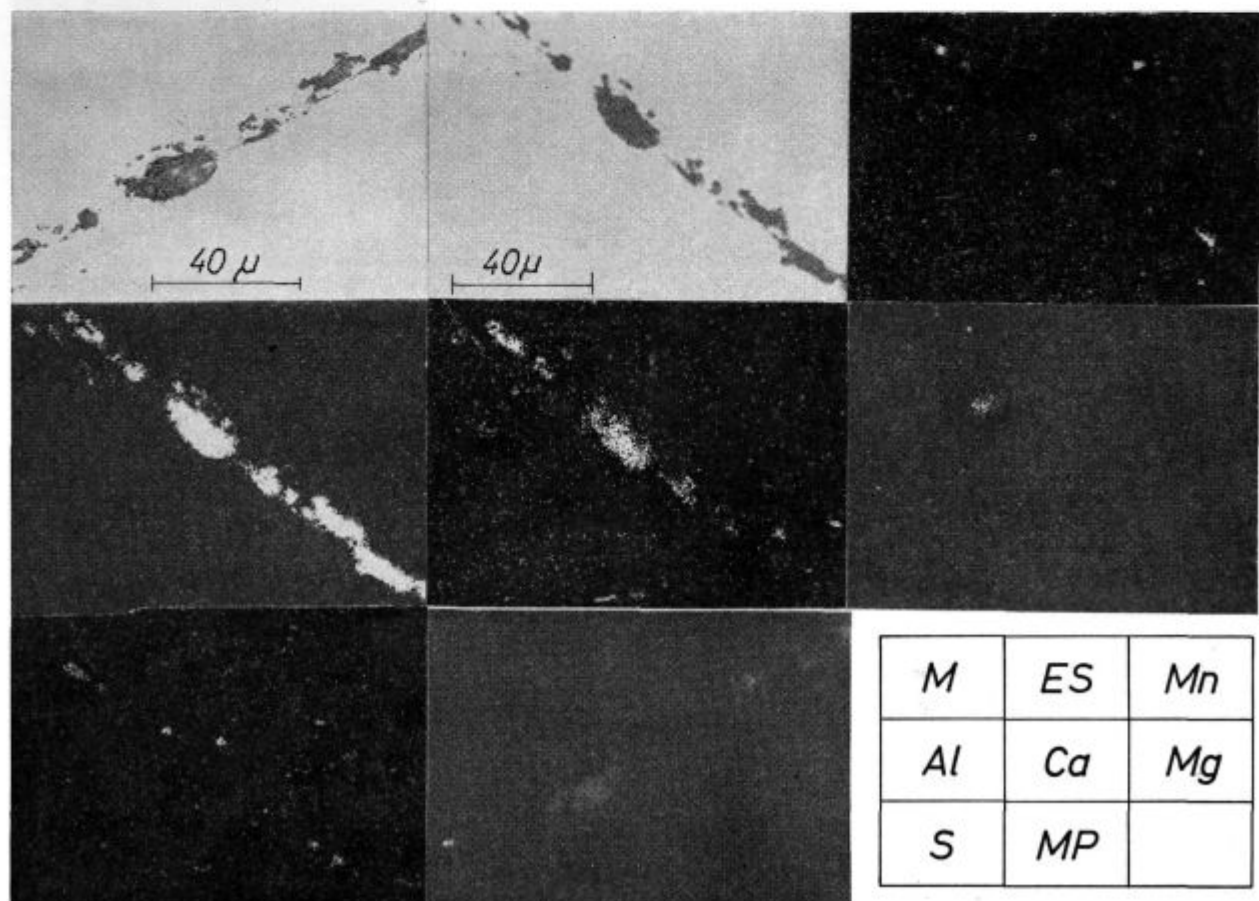


Priloga 16
Vključki kalcijevega aluminata, zraščeni z zrnji aluminijevega silikata in sulfidnim vencem



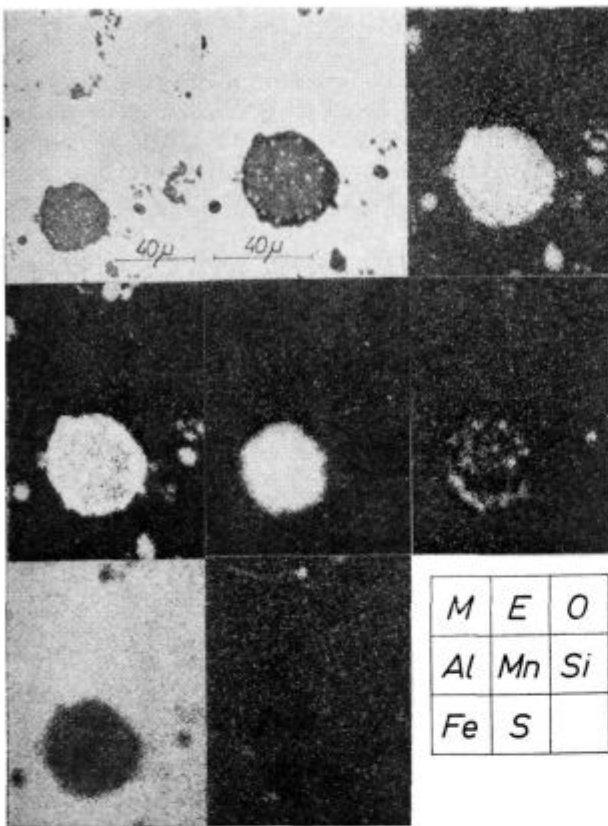
Priloga 17

Niz oksidnih vključkov, ki vsebujejo aluminij, kalcij in magnezij, med njimi so zrna manganovega sulfida



Priloga 18

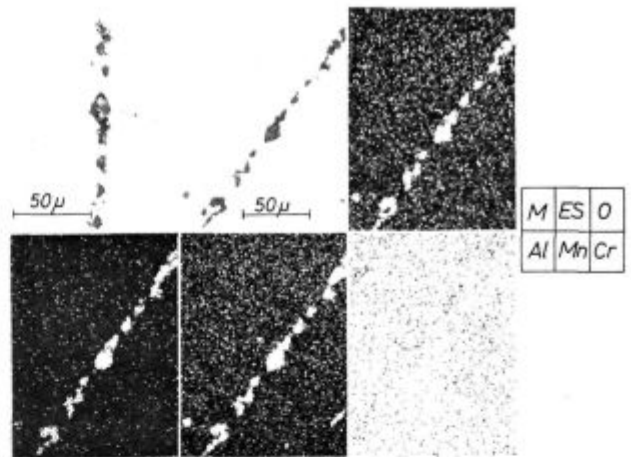
Niz vključkov aluminijevega oksida in kalcijevega aluminata



Priloga 19

Večji vključek, sestavljen iz galaksitne notranjosti z zrni aluminijevega silikata in obdan z vencem aluminijevega oksida

Enofazni vključki, na primer zrna aluminijevega oksida, imajo po vsej prostornini enako sestavo. Vprašanje pa je, če je sestava vključkov povsod enaka, če vsebujejo majhne primese drugih elementov, na primer mangana, kalcija in magnezija.



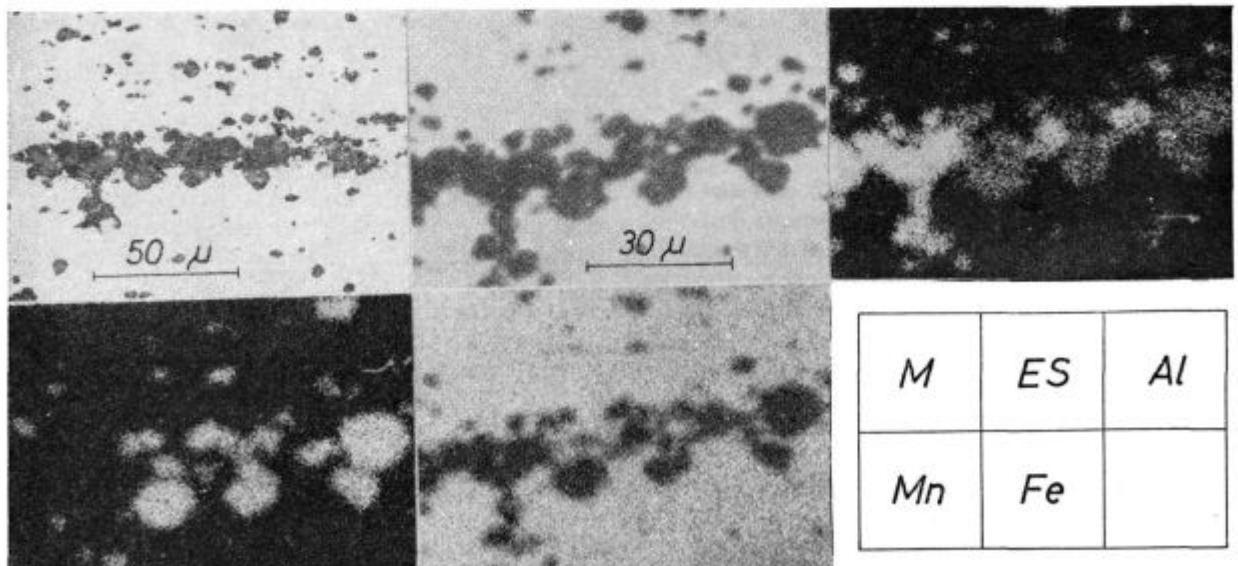
Priloga 21

Niz vključkov galaksita v nerjavnem jeklu

Najlažje je odkriti heterogenost v sestavi na alumosilikatnih vključkih. Za primer, ki naj pokaže analitske možnosti elektronskega mikroanalizatorja in demonstrira mikroheterogenost vključkov smo izbrali vključek na prilogi 22, to je vključek sestavljen iz osnove manganovega alumosilikata in zrastkov manganovega sulfida.

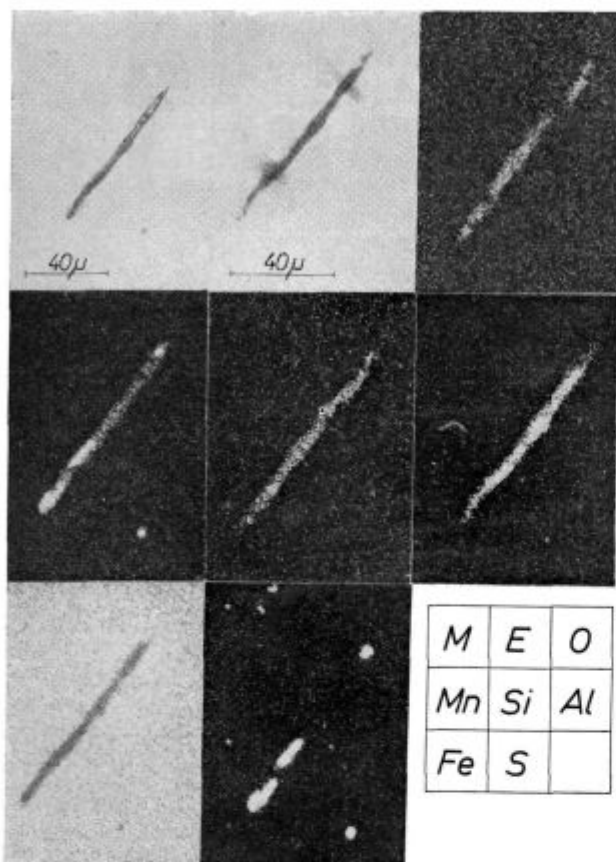
Poglejmo najprej kakšna je napaka pri analizi tako majhnih vključkov na elektronskem mikroanalizatorju.

Na sliki 1 prikazujemo profile koncentracije, ki so bili posneti pri petih zaporednih prehodih čez isto mesto. Tri serije takih meritev so pokazale, da so odstopanja intenzitete na istih mestih manjša od 2 % od srednje vrednosti, razlike med najnižjo in najvišjo vrednostjo intenzitete za oba elementa pa manjše od 4 %. Pri absolutnih koncentracijah 5 % Al in 20 % Si, kolikor imamo na



Priloga 20

Skupina vključkov aluminijevega oksida in galaksita



Priloga 22

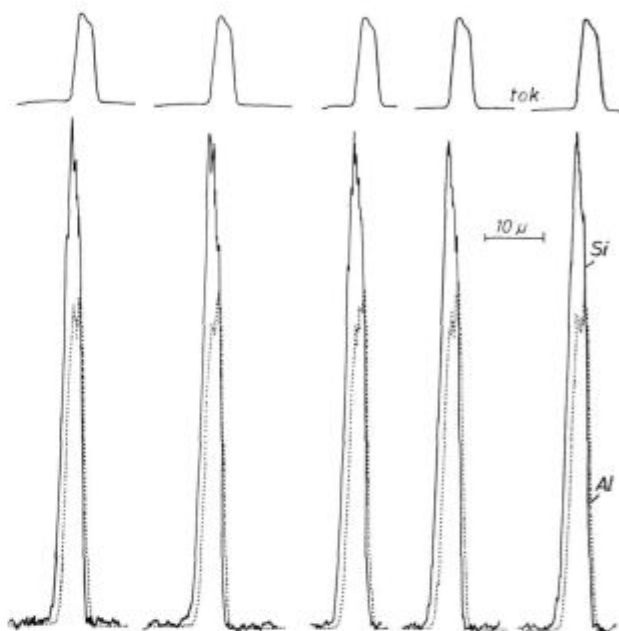
Vključek manganovega silikata, zraščen z zrni manganovega sulfida

vadno v vključkih manganovega aluminata, so torej razlike med najvišjo in najnižjo vrednostjo 0,2 % pri Al in 0,8 % pri Si, kar je zadovoljiva natančnost, tudi če presojamo s stališča drugih načinov analize. Pri standardnem delu pa cenimo, da so odstopanja pri analizi večja in razlike popolnoma zanesljive tedaj, ko odstopajo več od 10 % od povprečja, na primer manjše od 4,5 % in večje od 5,5 % za Al in manjše od 18 % in večje od 22 % za Si. Tudi te tolerance so zadovoljive s stališča mikrokemijske analize nekovinskih vključkov.

Predno preidemo na prikaz mikroheterogenosti posameznih vključkov še nekaj o tem kako na natančnost analize na elektronskem mikroanalizatorju vpliva velikost vključkov v ravnini obruska. Elektroni z energijo 20 kV lahko vzbujajo v aluminosilikatnem vključku X žarke do globine 0,0029 mm za aluminij, 0,00285 mm za silicij, 0,0025 mm za mangan in 0,00245 mm za železo. Če je globina vključka manjša, potem ne dobimo pravih vrednosti za kvantitativno analizo, kajti elektroni prodirajo skozi vključek, vzbujajo jekleno osnovo in intenzitete rentgenskih žarkov za posamezne elemente ni mogoče primerjati z intenzitetami, katero v istih pogojih izmerimo na masivnih standardih. Vemo pa, da določimo kvantitativno sestavo prav s primerjavo obeh intenzitet. Na srečo imata

aluminij in silicij podoben koeficient za absorpcijo rentgenskih žarkov v aluminosilikatih.

Zaradi tega lahko v prvem približku smatramo, da je razmerje AL : Si konstantno ne glede na to, ali elektroni prodirajo skozi vključek ali pa se X žarki obeh elementov ustvarjajo samo v vključku. Ta predpostavka je dovoljena, ker je vsebnost obeh elementov v jekleni matici zanemarljivo majhna v primerjavi z njuno vsebnostjo v vključkih.

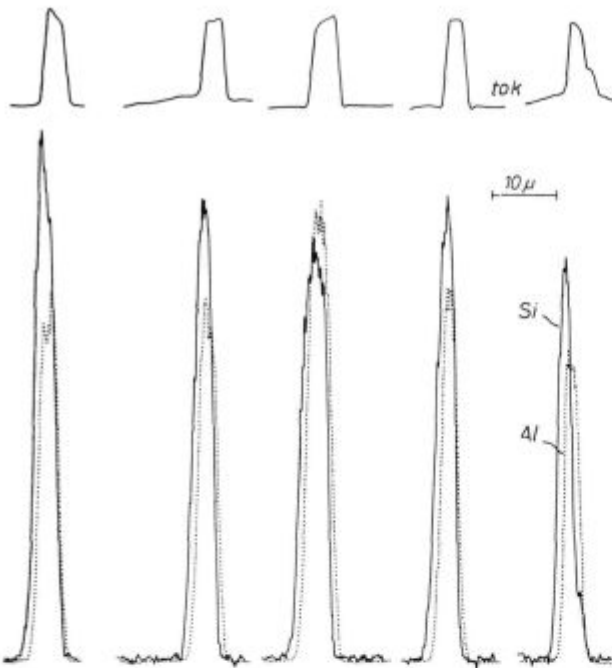


Slika 1

Profil koncentracije za Al in Si pri 5 zaporednih prehodih po isti črti čez vključek na prilogi 22

Profile koncentracije, katere smo določili na petih različnih mestih preje omenjenega vključka kaže slika 2. Analiza krivulj kaže, da se spreminja razmerje intenzitet X žarkov: Si : Al, ki je po primerjavi s standardi sorazmerno s koncentracijami obeh elementov, med 0,31 in 0,47, kar je $\pm 20\%$ od povprečja. V istem vključku niha razmerje $MnO/SiO_2 + Al_2O_3$ med 0,36 in 0,52 oz. $\pm 22\%$ od srednje vrednosti. Eno in drugo odstopanje je mnogo večje kot preje omenjeno analitsko odstopanje in je dokaz, da mikroskopski vključki nimajo enake sestave po celi prostornini in da je mikroanalizator zadosti fino orodje, da je mogoče ugotoviti razlike v koncentraciji v tako majhni prostornini.

Sistematično smo analizirali samo en vključek, ni pa razloga, da bi bili drugi aluminosilikatni vključki bolj enakomerni. Zato smatramo, da je pri navajanju sestave potrebno navesti interval vsebnosti posameznih elementov, ne pa poprečno sestavo. Tudi bo razumljiva trditev, da je problematična razlaga pomena poprečne sestave, katero daje analiza vključkov, ki so bili izolirani iz jekla in analizirani po klasičnih mikrokemijskih metodah.



Slika 2

Profil koncentracije za Al in Si pri prehodih na 5 različnih mestih preko vključka na prilogi 22

Na voljo imamo še en dokaz za heterogenost v sestavi vključkov manganovega alumosilikata. V jeklu, v katerem smo našli vključek na prilogi 22 in katerega smo sistematično analizirali, smo analizirali še 17 vključkov, ki so bili v ravnini obruska širši od 0,005 mm. V njih smo določili maksimalne vsebnosti silicija, aluminijskega in mangana ter minimalno vsebnost železa ter jih preračunali v okside, ne da bi upoštevali korekture zaradi razlike v sestavi med vključki in standardi. Vsebnost aluminijskega oksida je bila v mejah od 21 do 56 %, vsebnost silicijskega dioksida je bila v mejah med 26 in 65 %, vsebnost manganovega oksida pa v intervalu 26 do 36 %. Vsota največjih koncentracij teh treh oksidov samo v enem primeru ni presegala 100 %. Edina razlaga za to je, da posamezni vključki nimajo enake sestave po vsej prostornini.

Te ugotovitve veljajo za alumosilikatne vključke. Sulfidnih vključkov nismo tako sistematično analizirali. Opazili pa smo, da je v sulfidnih vključkih, ki imajo obliko podolgovatih kapljic, na odebeljenem koncu vsebnost železa tudi za 100 % višja kot na tanjšem koncu. Pri delu smo naleteli že na vključke manganovega sulfida, ki so vsebovali aluminij (priloga 23), krom, niob, titan in vanadij, pa se po mikroskopskem videzu niso bistveno razlikovali od vključkov manganovega sulfida, ki vedno vsebuje tudi nekaj železa. Ugotovili smo celo, da se z žarjenjem pri 850 °C znižuje vsebnost železa v vključkih manganovega sulfida v jeklu za avtomate⁴.

Na osnovi opisanih ugotovitev nam bodo lažje razumljivi in sprejemljivi podatki iz strokovnega tiska o tem, kakšno sestavo imajo lahko nekovinski

vključki, ki dajejo enake difrakcijske diagrame rentgenskih žarkov in pripadajo zato isti mineralni spojini. V tabeli 1 navajamo nekaj takih spojin po Salterju in Pickeringu ter Kiesslingu in Langeju³.

Tabela 1 — Sestava mineralnih faz v nekovinskih vključkih

Faza	Teoretična sestava	Praktične meritve
Galaksit $MnOAl_2O_3$	59 % MnO 41 % Al_2O_3	35 do 66 % MnO 65 do 34 % Al_2O_3
Spessartit $3MnOAl_2O_3SiO_2$	43 % MnO 36 % SiO_2 21 % Al_2O_3	37 do 46 % MnO 30 do 45 % SiO_2 13 do 19 % Al_2O_3
$CaO \cdot 2Al_2O_3$	79 % Al_2O_3	78 do 89 % Al_2O_3
$CaO \cdot Al_2O_3$	65 % Al_2O_3	58 do 75 % Al_2O_3
$MgO \cdot Al_2O_3$	71,5 % Al_2O_3	do 90 % Al_2O_3

Mineralne spojine, ne steklaste zmesi, ki sestavljajo nekovinske vključke, nimajo torej stehiometrične sestave in v njih se topijo različni elementi ali oksidi, čeprav iz ustreznih faznih diagramov ni mogoče sklepati o medsebojni topnosti. Zaradi specifičnosti vključkov, najdemo lahko v istem vzorcu jekla različne mineralne spojine, ki so sestavljene iz istih osnovnih oksidov med seboj povezanih v različnih razmerjih. Tak primer smo našli, ko smo analizirali vključke manganovega alumosilikata v probah litega jekla. Analizirali smo 8 velikih okroglih vključkov in dobili sestave, ki so podane v tabeli 2. Da bi dobili predstavbo o velikosti korektur pri kvantitativni analizi ne navajamo v tabeli ne samo prave sestave vključkov, marveč tudi sestave izračunane na osnovi razmerja intenzitet (prvi približek po Castaingu) in korekturne faktorje izračunane po metodi Büchnerja in Pitscha.⁵ Vidimo, da vključki ne ustrezajo točno nobeni stehiometrični mineralni spojini, pač pa je mogoče na osnovi preje omenjenih področij obstojnosti posameznih mineralnih spojin sklepati da je večina vključkov spessartitnega tipa, ki ima stehiometrično sestavo $3MnOAl_2O_3SiO_2$, vključek 4 pa je verjetno anortitne narave in bi imel stehiometrično sestavo $MnOAl_2O_3SiO_2$. V vseh vključkih je del manganovega oksida izomorfno nadomeščen za železovim oksidom.

SKLEP

V tem zapisu smo poizkusili na kratko opisati značilnosti v sestavi nekovinskih vključkov v jeklih in možnosti, katere nam nudi za njihovo identifikacijo elektronski mikroanalizator. Na osnovi opisanih rezultatov bi lahko oblikovali naslednje sklepe:

Tabela 2

Vključek	Razmerje intenzitet					Korekturni faktor			
	MnO*	FeO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Vsota	MnO	FeO	SiO ₂	Al ₂ O ₃
1	33,2	4,4	24,1	11,1	72,8	1,01	1,0	1,77	1,67
2	24,7	3,1	20,2	22,3	70,3	1,01	1,0	1,98	1,40
3	28,5	3,3	25,4	16,1	73,3	1,01	1,0	1,80	1,45
4	30,0	4,4	27,8	11,3	73,5	1,01	1,0	1,71	1,60
5	32,8	4,6	32,0	7,7	79,1	1,01	1,0	1,61	1,55

Vključek	Sestava vključkov v %					Molarno razmerje			
	MnO*	FeO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Vsota	MnO	FeO	SiO ₂	Al ₂ O ₃
1	33,8	4,4	42,6	18,5	99,3	0,68	0,09	1	0,25
2	25,0	3,1	40,0	31,2	99,3	0,52	0,06	1	0,46
3	29,0	3,3	45,8	23,3	101,4	0,54	0,06	1	0,30
4	30,5	4,4	47,5	18,1	100,5	0,54	0,08	1	0,23
5	33,3	4,6	51,4	11,9	101,2	0,55	0,07	1	0,14

Vsebnosti oksidov so izračunane iz izmerjenih vsebnosti posameznih elementov.

a) Ocena vrste vključkov na osnovi mikroskopskega videza ni enostavna, problematično pa je sklepati o točni sestavi vključkov samo na osnovi podatkov, katere nudi opazovanje v metalografskem mikroskopu.

b) V primeru, da je sestava vključkov večfazna, na primer ko vključki vsebujejo istočasno okside kalcija, aluminija in magnezija, ali pa okside mangana, silicija in aluminija, se posamezni vključki toliko razlikujejo po sestavi, da poprečna sestava, katero dobimo na osnovi analize velikega števila vključkov, ki so izolirani iz jekla, ne daje prave predstave o dejanski sestavi vključkov.

c) Pri presoji mineralne pripadnosti posameznih vključkov moramo upoštevati dejstvo, da zaradi specifičnih pogojev nastanka mineralne faze v vključkih lahko močno odstopajo od stehiometričnih sestav po razmerju med osnovnimi kompo-

nentami ter so v njih raztopljeni še drugi elementi. Zato lahko najdemo v nekovinskih vključkih mineralne spojine, katerih ne najdemo v naravi.

Literatura

1. F. Vodopivec: »Elektronska mikroanaliza kovinskih in nekovinskih snovi«. Zvezarski zbornik, bo objavljeno.
2. W. J. Salter in F. B. Pickering: Journal of the Iron and Steel Institute 207, julij 1969, str. 992–1002.
3. R. Kiessling in N. Lange: Non Metallic Inclusion in steel, ISI Publication 90, 100 in 115, Iron and Steel Institute, London, 1964, 1966 in 1968.
4. T. Lavrič in F. Vodopivec: Studij izolacije sulfidnih vključkov iz nelegiranega in legiranega jekla; Poročilo MI Ljubljana, november 1969.
5. A. R. Büchner in W. Pitsch: A new correction for absorption and atomic number in quantitative microprobe analysis of metals: Z. Metall Kunde 62, 1971, št. 5, 392–400.

ZUSAMMENFASSUNG

Das Aussehen nichtmetallischer Einschlüsse im Lichtmikroskop ist kein zuverlässiges Mittel für eine sichere Identifizierung der Einschlüsse.

Die parallelen Untersuchungen am Lichtmikroskop und Elektronenmikroanalysator zeigen, dass die Einschlüsse von einem Aluminiumoxid und die Einschlüsse einiger Kalziumaluminat und Magnesiumaluminat, der Farbe und Form nach sehr ähnlich sind. Die galaksitischen Einschlüsse unterscheiden sich nach dem mikroskopischen Aussehen nur wenig. Dasselbe gilt auch für Galaxit in dem Chrom einen Teil von Aluminium ersetzt hat. Auf Grund der Reaktion im polarisiertem Licht ist es nicht möglich zwischen runden Einschlüssen des Aluminiumoxid, welche etwas Mangan und Eisen enthalten, und den Einschlüssen von Manganalumosilikat ähnlicher Form zu

unterscheiden, da die beiden Einschlussarten den charakterischen Kreuz bilden.

Bei der Analyse der nichtmetallischen Einschlüsse im Elektronenmikroanalysator ist wichtig nur die geometrische Trennbarkeit dieser Einrichtung. Es ist dabei noch nie passiert, das irgendein Einschluss so einen kleinen Gehalt von einem Elementen hätte, dass seine Bestimmung am Mikroanalysator schwierig sein würde. Die alumosilikatischen Einschlüsse sind im gesamten Volumen nicht derselben Zusammensetzung. Einen starken Unterschied zeigen im Gehalt der Kationen und Anionen im selben Stahl auch die gleichartigen Einschlüsse. Diese Tatsache erschwert sehr die richtige Beurteilung über die durchschnittliche Zusammensetzung der Einschlüsse, welche sonst einfach durch die chemische Analyse der aus dem Stahl isolierten Einschlüsse erhältlich ist.

SUMMARY

Appearance in optical microscope is not a reliable basis for secure identification of non-metallic inclusions as parallel investigations by optical microscope and electron microanalyzer showed that inclusions of pure alumina and of some calcium aluminates, and of magnesium aluminate have very similar shape and colour. Inclusions of galaxite differ very little by microscope appearance. The same is valid for galaxite in which some aluminium was substituted by chromium. Polarized light does not give a distinction between the round inclusions of alumina containing some manganese and iron, and the inclusions of manganese aluminosilicate of similar shape as both types of inclusions give the characteristic cross.

In analysis of non-metallic inclusions by electron microanalyzer only geometrical resolving power of apparatus is important. Till now no case appeared that an inclusion contained so little of an element that its determination by microanalyzer could cause difficulties. Aluminosilicate inclusions have not uniform composition over the volume and even the inclusions of the same kind in the same steel highly differ in content of cations and anions. This renders exact estimation of the mean composition of inclusions more difficult but the mean composition can be obtained by analysis of inclusions which were beforehand isolated from steel.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Конфигурация неметаллических включений в стали исследованном в оптическом микроскопе не достаточно надёжное основание для их идентификации. Сравнительные исследования при помощи оптического микроскопа и электронного микроанализатора показали, что обнаружено очень большое сходство что касается цвета и конфигурации между чистой окисью алюминия и включениями некоторых алюминатов элементов кальция и магния. Под микроскопом по виду также незначительно отличаются включения галаксита, также включения галаксита в котором элемент хром заменён с алюминием. На основании реакции в поляризованном свете нет возможности различить кругловатые включения окиси алюминия которые содержат небольшое количество марганца и железа от включений кремнекислота алюминия с содержанием марганца, так как оба вида этих включений пока-

зывают выразительно характерный крест. При определении неметаллических включений при помощи электронного микроанализатора имеет значение только геометрическая способность отдельности этого прибора. При исследовании не было ни разу случая затруднения определить либо какое включение несмотря на незначительное содержание какого нибудь элемента. Включения силикатов алюминия не имеют один и тот же состав по всей ёмкости. По содержанию катионов и анионов небольшое сходство обнаружено также в одном и том же сорте стали в включениях одного и того же вида. Этот факт затрудняет правильную оценку данных о среднем составе включений которое можно определить на основании анализа включений предварительно изолированных из стали.

Oberflächenhärten

induktiv oder mit Flamme
mit



Peddinghaus



Erhöhung der Dauerfestigkeit



Geringerer Verschleiß



Geringe Schleifzeiten



Erhöhung der Belastbarkeit



Erhöhung der Tragfähigkeit



Partieller Verschleißschutz



Minderung der Ersatzteile



Geringer Verzug



Geringe Energiekosten



Keine Nacharbeiten



Längere Lebensdauer



Keine Richtarbeiten

PAUL FERD. PEDDINGHAUS
582 GEVELSBERG · Postfach 156

HÄRTEMASCHINEN
LOHNHÄRTEARBEITEN

Žilavost kot odpornost proti sunkom

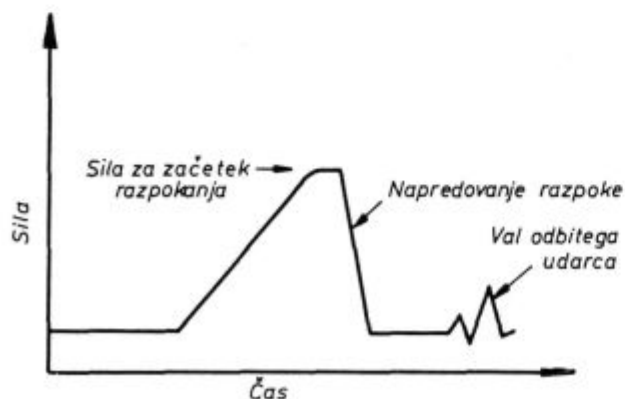
Precej je znanih načinov za določanje žilavosti jekel. Največ se uporabljajo upogibni in zvojni udarni preizkusi. Ugotovljena je tudi določena prednost statičnih preizkusov pred udarnimi, zato so se začele tudi pri udarnih načinih meriti sile potrebne za deformacijo in zlom. Enostavnost in cenenost udarnih preizkusov prideta posebej do izraza pri trdih orodnih jeklih, kjer se z udarno obremenitvijo lahko zajame skupni vpliv meje plastičnosti in modula elastičnosti na obstojnost proti sunkom sil.

UVOD

Ce želimo preizkusno metodo, pri kateri nastopajo nagle preobremenitve, ali udarne obremenitve, uporabimo žilavostni preizkus in zarezane probe. Toda pri krhkih jeklih je ta metoda precej neobčutljiva. Določanje dinamične trdnosti pa tudi ne pove kaj drugega, kot kolikšna je odpornost na širjenje razpok, ne daje pa zadosti podatkov o nastajanju razpok. Zaželeno je metoda, pri kateri bi lahko izločili vpletanje hitrosti širjenja razpok v rezultat žilavosti. Zato so Charpy kladivo dopolnili z napetostnimi trakovi in osciloskopom, da so lahko analizirali potek deformacije in preloma žilavostne probe.

S poskusi so določali silo, ki je potrebna za nastanek razpok in določali so tudi hitrost širjenja razpok. Kot kaže shematski diagram na sliki 1 so se pojavljali pred zlomom probe še majhni valčki napetosti, ki so posledica odboja udarnega vala.

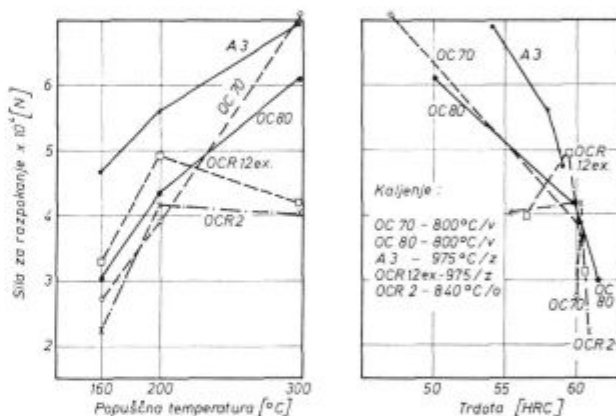
Z merjenjem sile odpornosti proti nastanku razpoke so ugotovili, katere popuščne temperature



Slika 1

Shematski prikaz časovnega poteka napetosti med udarnim upogibnim preizkusom

so najugodnejše, če želimo določeno trdoto in hkrati čimvečjo obstojnost proti razpokam. Pri jeklih skupine OCR 12 je najugodnejša popuščna temperatura 200°C, kajti, posebno pri OCR 12 extra, se zmanjša obstojnost za 20 %, če se popusti na 300°C namesto na 200°C. Nasprotno pa se jeklu A 3 poveča odpornost proti udarcem za 25 %, če ga popustimo na 300°C namesto na 200°C. To se najlepše vidi iz diagrama na sliki 2, saj je tu tudi upoštevano, da se ne sme s popuščanjem preveč zmanjšati trdota jeklenih izdelkov¹.



Slika 2

Odpornost proti širjenju zarez v odvisnosti od popuščanja

Z žilavostnimi preizkusi so ugotovili pri cementacijskih jeklih, da obstaja enostavna povezava med trdnostjo po Wöhlerjevi krivulji in silo potrebno za zlom z udarcem. Wöhlerjeva krivulja je za presojo materiala zelo primerna, vendar se rezultati lahko razlikujejo od taline do taline v razmerju 1:2. Ugotovljena je podobnost med udarno upogibno žilavostjo (kot udarnim delom) in odpornostjo proti nasilnemu zlomu, kar se je preizkušalo na posebni napravi, ki dopušča povečevanje navorov, kateri delujejo na zobnike. Enake rezultate so dobili tudi s preizkusi žilavosti posebnih prob z zobom. Preizkuse so opravili z jekli s trdnostjo 100 kp/mm², probe so bile cementirane v globino okoli 1 mm. Dobre rezultate dajejo samo udarni preizkusi, ne pa tudi statično upogibni, ker so tam razlike premajhne in v praksi neuporabne. Razvoj elektronskega merjenja udarcev je omogočil konstrukterjem točno dimenzioniranje zobnikov za odpornost na udarce, imenovano tudi udarno trdnost. Račun napetosti v upogibni probi se ravna po DIN 3990 in ta račun je možno uporabiti za primerjavo napetosti v zobnikih. Poskusi

dinamične trdnosti na žilavostnih probah so dali enake rezultate kot žilavostni preizkusi, ki so se izvedli kot odpornost proti udarcem. Udarne upogibna žilavost, preračunana na udarno trdnost pride v diagramu dinamične trdnosti kot točka pri številu udarcev $n = 10^0$.

Mesto udarne upogibne žilavosti po Wöhlerjevem diagramu se ne more teoretično pojasniti. Preizkusi potekajo v celem območju časovne trdnosti z različnimi hitrostmi, zato ni dane konstante, ki bi vsebovala zmožnost jekla za absorbiranje udarnega dela. Logično lahko razložimo to obnašanje s poenostavitvijo. Če imamo eno točko, ki podaja časovno trdnost v Wöhlerjevi krivulji in če poznamo žilavost tega jekla, lahko narišemo celo krivuljo časovne trdnosti.

Če je udarna upogibna žilavost enaka časovni trdnosti pri 10^0 udarcev, tedaj dobimo:

$$\frac{\log \sigma_{\text{din}}(10^0) - \log \sigma_{\text{B(ud. up.)}}}{\log \sigma_{\text{B(ud. up.)}} - \log \sigma_{\text{din}}(10^0)} n = 5$$

$\sigma_{\text{B(ud. up.)}}$... z udarnim upogibnim preizkusom določena udarna trdnost

$\sigma_{\text{din}}(10^0)$... časovna trdnost, blizu trajne trdnosti.

Izračuna se iz:

$$\sigma_{\text{din}}(10^0) = 0,1 \sigma_{\text{B(ud. up.)}} + 40 \quad (\text{kp/mm}^2)$$

Dodatek 40 kp/mm^2 ni odvisen od trdnosti materiala.

Enačba je dobljena s poskusi na cementacijskih jeklih, ki se razmeroma malo deformirajo nasproti jeklom za poboljšanje, če imajo oboja enako trdnost jedra. Zato veljajo za to enačbo določene omejitve. Prva omejitev je kalilna globina cementacijske plasti. Na splošno velja funkcijska odvisnost za zmanjšano preoblikovalnost kaljene cementirane plasti globine od 0,2 do 0,25-krat modul ozobljenja. Tudi trdnost jedra ne sme ležati pod 100 kp/mm^2 , drugače funkcija ne velja, ne dobijo se zadovoljive merjene vrednosti. Predpisan je tudi padec trdote v globino. Obnašanje cementacijskih jekel je z navadnimi preizkusi težko opredeliti, če pa se meri sila prelamljanja, se lahko ločujejo med seboj tudi posamezne taline jekla.

Trosenje rezultatov se je v zadnjih letih zmanjšalo za polovico, saj se je izboljšala talilna tehnika in udarni upogibni preizkusi ne veljajo samo za kontrolo, temveč tu in tam dajejo tudi že kvalitetno spričevalo cementacijskim jeklom.

Žilavost je pri konstrukcijskih jeklih pomembna, predvsem pri delih z zarezami, kajti žilavost je obstojnost proti preobremenitvam v območju visoke časovne trdnosti. V tem območju pa je trosenje zelo veliko, kar zmanjšuje uporabnost številnih konstrukcijskih jekel. Z žilavostnim preizkusom lahko merimo odpornost materiala enako natančno kot z Wöhlerjevim v območju časovne

trdnosti. Ker je enostaven, se žilavostni preizkus lahko uporablja za tekočo šaržno kontrolo. Zgovornost preizkusnih rezultatov je zadosti velika, da se lahko neposredno uporabijo za konstrukcijsko dimenzioniranje. Dosedanje podatke v normah bi lahko smotrno dopolnili z značilkami obstojnosti proti udarcem. Izvedba žilavostnega preizkusa je enostavna tudi, če se meri sila preloma in deformacije. Vendar se preizkusi cementacijskih jekel s trdnostjo pod 100 kp/mm^2 in preizkusi prob s plitvo cementacijsko plastjo (pod 1 mm) ne priporočajo, ker na rezultate premočno vpliva meja plastičnosti.

Z udarnim upogibnim preizkusom lahko nadzorujemo toplotno obdelavo, škodljive vplive obdelovalnih sredstev in spremljajočih elementov v jeklu.²

Z elektronskim posnemanjem sile in raztezka pri različnih žilavostnih preizkusih so odkrili načine prelomov pri raznih preizkusnih metodah. Poslužili so se napetostnih trakov in merilcev, ki so bili za vse razne metode lahko isti.

Analiza dobljenih krivulj je pokazala sledeča dejstva:

Enostavne krivulje se dobijo po metodah Charpy, Battelle, Schnadt, in s trgalnim načinom. Zapletene krivulje se dobijo po metodi Pellini. Potek krivulj prvega tipa je sledeč: dvig krivulje napetosti ob elastični nato ob plastični deformaciji, kjer se začne že tudi razpokanje zaradi zareze; nato pride do največje obremenitve in plastične deformacije ob padajoči obremenitvi. Po metodi Pellini je potek krivulj bolj zapleten, ker se pojavlja padec obremenitve celo že v začetku plastičnega upogiba.

Sile je možno registrirati pri raznih žilavostnih preizkusih in lahko se postavijo kriteriji skupni vsem vrstam preizkusov, posebno še za preizkuse velikih prob. Registracija dopušča podrobno analizo krhkega preloma, registrirajo se lahko sile in udarci kot energije udarcev. Dejansko stanje preizkusov pa ne omogoča, da bi prišli do splošnih zaključkov. Koristnost registriranja sil in deformacij ima določene omejitve, pri preizkusih po metodah Charpy, Battelle in Schnadt se namreč lahko zamenjuje kristaliničnost preloma s padcem sile v diagramu sila — deformacija.³

Pri vseh izboljšavah v metodah merjenja žilavosti trdih ali površinsko utrjenih jekel pa ni žilavostno obnašanje enosmiselno opredeljeno. Sedanje značilke žilavostnega obnašanja ne zadovoljujejo, ker se pričakuje od različnih izdelkov obstojnost proti različnim vrstam udarcev — zvoj, upogib, iztrgavanje. Težava je bila tudi v tem, da do zdaj niso mogli računsko predvideti obstojnosti posameznega strojnega dela proti sunkom z določenimi hitrostmi in z določeno silo.

Poskusi določanja obstojnosti proti sunkom sile dajejo po predpostavki uporabnejše vrednosti za razumevanje žilavostnega obnašanja. Po tej metodi se skuša določiti tisti največji sunek sile, ki

ga proba še vzdrži brez plastične deformacije, oziroma brez preloma. Posebej lahko prideta do izraza obe komponenti žilavosti kot udarnega dela: hitrost in masa ob preizkusni kos udarjajoče trde snovi, ki naj ima po predpostavki tudi po naključnem prelomu le zelo majhno preostalo hitrost. S tem je podan globlji vpogled v obstojnost jekel proti sunkom, ki nastajajo iz raznih vzrokov.

Predpostavke preizkusa obstojnosti proti sunkom sil

Za določanje sunka sile, ki je potreben, da se z udarcem prelomi proba določenega preseka in določene dolžine, se je uporabilo improvizirano nihalo dolžine 0,46 m in teže 0,2 kp. Vso težo nihala predstavlja njegova utež, ki je v obliki valja. Ena stran valja-ovna je izdelana v obliki klina, ki je ustrezno kaljen. Ta oven je prek žic povezan z vrtilščem nihala in leži v spodnji legi nihala vodoravno ter tudi z ostrino klina vodoravno. Nasproti rezini klina ovna se postavi primež za vpenjanje prob, ki jih udarjamo z ovnom. Vpenja se en konec probe, drugi konec in zareza pa gledata iz primeža tako, da oven udari s klinom pravokotno na probo v določeni oddaljenosti od zareze. Poskusne pogoje shematsko prikazuje slika 3. Probe so valjaste, 40 mm dolge in 8 mm debele, v sredini imajo zastruženo zarezo s kotom odprtine 30° in z zaokrožitvijo 2 mm. Debelina probe na mestu zareze je $d = 3$ mm. Probe se vpenjajo v pokončnem položaju, zgornji konec je toliko iznad primeža, da je razdalja mesta udarca klina nihalnega ovna od sredine zareze (probe) $z = 7$ mm. Na stojalu, ki nosi nihalo, je kotomer, ki kaže kot, ki ga zavzema srednja obešalna žica z navpično črto, ki gre skozi vrtilšče nihala. Ko nihalo spustimo (s klinom proti probi) in se dotakne probe, je ravno v spodnji stabilni legi, kjer ima največ možne

kinetične energije. Hitrost nihala je v tem trenutku 1 m/s ali 6 m/s, odvisno od višine, s katere smo ga spustili. Teoretično se sunek sile enači s produktom

$$F \cdot t = m(v_1 - v_2)$$

Pri čemer je F sila, s katero oven udari probo, t pa čas trajanja udarca. Ta produkt je enak gibalni količini, to je produktu mase ovna ter njegove hitrosti. Pri teh preizkusih sta se hitrost nihala po zlomu in hitrost probe zanemarila.

$$F \cdot t = m \cdot v$$

v = hitrost nihala v trenutku, ko udari probo.

Gibalna količina ovna nihala:

$$G = m \cdot v = m \sqrt{2gr(1 - \cos\alpha)}$$

r = dolžina nihala (m)

α = kot spusta nihala, kot nihala in navpičnice (stopinje)

Odpornost proti sunku sile

$$\sigma_B \cdot t = F \cdot t \cdot \frac{z}{W} = \frac{z}{W} \cdot m \sqrt{2gr(1 - \cos\alpha)}$$

z = razdalja udarjenega dela probe od sredine zareze, (m)

W = odpornostni moment probe na mestu preloma, na stanjšanjem delu, (m^3)

g = zemeljski pospešek, (ms^{-2})

$\sigma_B \cdot t$ = obstojnost proti sunku sile, ($kp \cdot sek/m^{-2} = kg m^{-1} sek^{-1}$)

Za nihalo z določenimi lastnostmi se lahko postavi računaska konstanta, s katero se skrajša postopek izračuna obstojnosti proti sunku sile.

$$r = 0,46 \text{ m}$$

$$m = 0,2 \text{ kg}$$

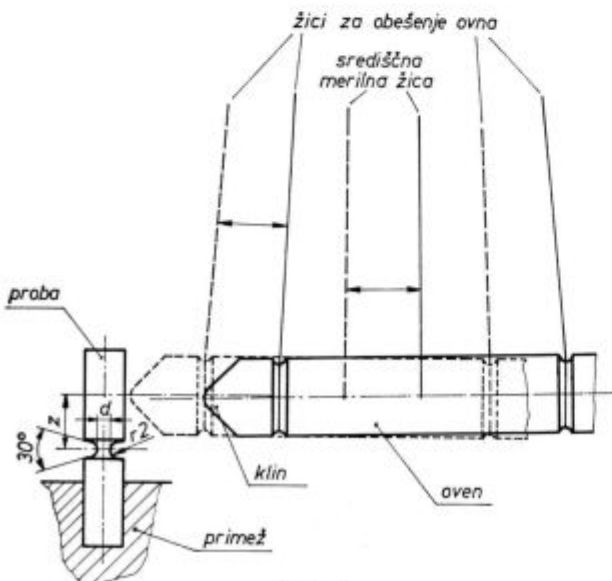
$$z = 0,07 \text{ m}$$

$$W = 2,7 \cdot 10^{-9} \text{ m}^3$$

$$\sigma_B \cdot t = 1,58 \cdot 10^6 \sqrt{1 - \cos\alpha}$$

Med probo in ovnom nihala pride ob šibkejšem udarcu ovna do elastičnega trka, ko pa je impulz sile zadosti velik, pride do deformacije probe in do preloma.

Udarec nihala ob probo se lahko primerja z elastičnim trkom krogle in stene. Proba predstavlja pravzaprav orodje iz določenega jekla in v tem primeru ponazarja steno, v katero se zaletava krogla, katero ponazarja oven, ki predstavlja vključke, robove, nehomogeno obdelovano snov, neenakomerno trdoto obdelovanega materiala. Če je gibalna količina ovna premajhna za zlom probe, se oven odbije in se mu spremeni gibalna količina za dvakratno vrednost, kar pomeni, da je proba morala prenesti velik, močan sunek. Zaradi tega nastopi zlom probe, ki ima velik elastični modul,



Slika 3

Shema poskusnih pogojev pri merjenju odpornosti jekel proti sunku sile

razmeroma hitreje kot lom mehkejše probe, kajti v zelo kratkem času se mora spremeniti smer gibalne količine ovna in v tem času pritisne na probo dvakrat večja sila kot pri probi, kjer traja zaustavitev ovna dvakrat dalje.

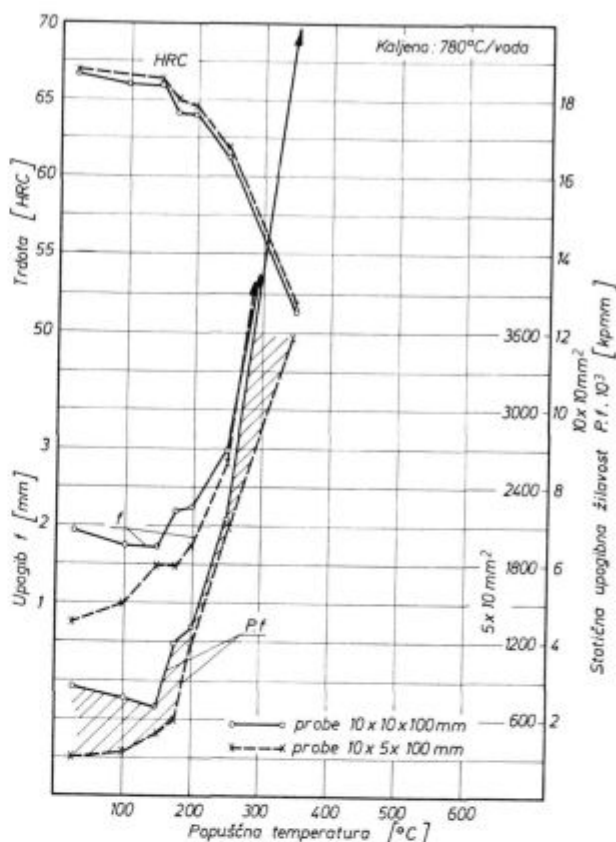
Za merjenje škodljivih učinkov sunkov, ki so blizu tiste velikosti, katera lahko zlomi probo, je ta način merjenja primernejši od standardnega žilavostnega, ki premalo upošteva vpliv modula elastičnosti in vpliv hitrosti udarca na mejo vzdržnosti oziroma mejo lomljivosti jekla.

Čimvišjo mejo elastičnosti ima proba in čim večja je možna elastična deformacija, tem večji kratkotrajni sunek bo proba lahko vzdržala. Predvideva se lahko tudi na osnovi rezultatov statičnih preizkusov, neposredno pa se lahko izračuna obstojnost proti udarcem samo na osnovi preizkusov z različnimi, odmerjenimi sunki sil. Elektronske registracijske naprave pri tem niso nujno potrebne.

Ne samo trdo in trdno, temveč predvsem žilavo orodje se dobro obnese pri obdelavi snovi, ki vsebuje zelo trde drobce. Trd vložek v obdelovancu pomeni za orodje sunek sile, ki povzroči elastično deformacijo orodja. Lahko se sam obdelovani trdi kos odbije od orodja, če nastopi neželen dodaten obdelovalec, npr. kamen, žebelj, ki je sredi lesnega drobiža. Trdo orodje pa se odlikuje po tem, da dobro prenaša velike sile, ki se s potekom deformacije ne zmanjšujejo. Žilavo orodje prenese manjše sile kot zelo trdno orodje, toda večje sunke sil. Teh sunkov pa ne more ustrezno ponazoriti zelo težko nihalo, ki v vsakem primeru zlomi vsako probo, le da nekatere lažje, druge pa z večjo potrošnjo energije. Pri takem nihalu ni upoštevan čas udarca, ki pa vendar skupaj z zmožnostjo elastične deformacije odloča o tem, kako veliki sunki še ne porušijo probe. Sunek sile $F \cdot t$, ki ne poruši orodja in ne povzroči njegove deformacije, se zaradi spremembe smeri za dvakrat poveča. Odbiti udarec brez znatne deformacije je za orodje težka naloga, ker mora prenesti dvojni sunek sile. Za tanka orodja je to nerešljiv problem, v kolikor se ne sme orodje med delom elastično deformirati, niti mu ne smemo povečati mer, mu ne moremo povečati preseka.

Rezultati preizkusov

Na trgalnem stroju so opravljeni statični upogibni preizkusi prob iz jekla OC 100. Probe so bile dveh različnih tipov, ene dimenzij $10 \times 10 \times 100$ mm, druge $5 \times 10 \times 100$ mm. Kaljene so bile s 780°C v vodi in popuščane eno uro na poskusni temperaturi. Slika 4 kaže upogib in produkt upogiba ter upogibne porušne sile za obe vrsti prob. Posebna značilnost teh krivulj je zmanjšana strmina porasta pri zvišanju popuščne temperature od 150° do 200°C . To ni v skladu z rezultati zvojnih in upogibnih udarnih preizkusov, ki kažejo pri 200°C ravno konico žilavosti zaradi povečane duk-



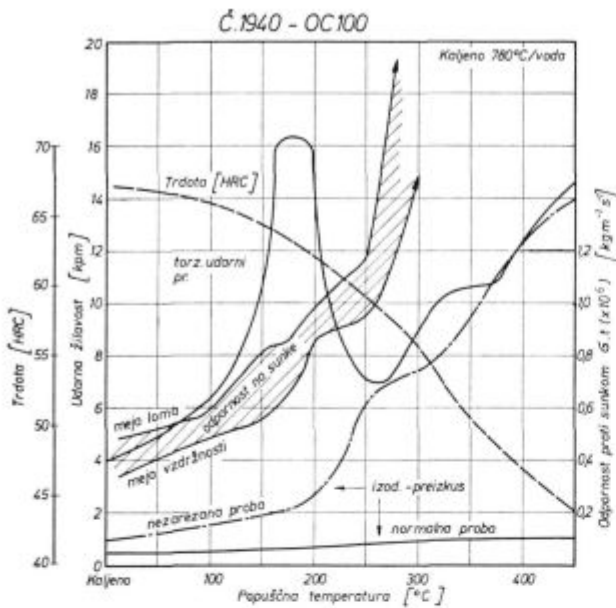
Slika 4

Statični upogibni preizkus jekla OC 100. Sila deluje v treh točkah, razmak fiksnih podpor je 80 mm, hitrost obremenjevanja je 200 kp/min

tilnosti. Produkt $P \cdot f$ za debelejšje probe kaže (zaradi zmanjšane zmožnosti upogiba) minimum pri 150°C , kar tudi ni razumljivo. Ugodneje je preizkušati s tanjšimi probami, kajti tedaj krivulji upogiba ter produkta upogiba s končno silo vsaj nakazujejo zmanjšanje porasta žilavosti pri popuščanju nad 200°C , če že ne zmanjšanje žilavosti.

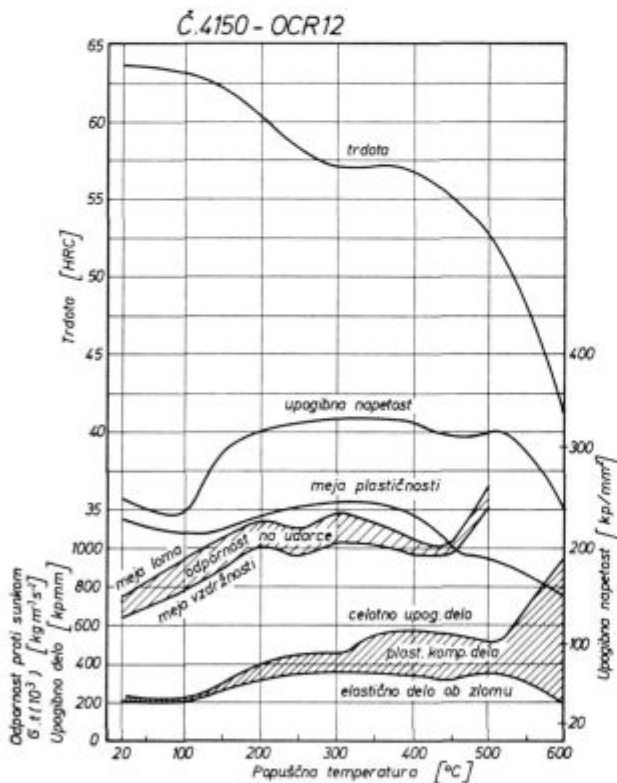
Poleg statičnih preizkusov so se opravili posebni preizkusi obstojnosti proti sunkom. Rezultati so prikazani skupaj z rezultati Izodovega preizkusa (slika 5). Vidi se, da je preizkus na sunek občutljivejši, saj se žilavost — obstojnost proti sunkom — pri probah popuščanih nad 250°C kaže kot zelo velika. To daje misliti na močno zmanjšanje modula elastičnosti v tem območju, saj se trdota ne zmanjša tako močno in se verjetno tudi meja plastičnosti ne dvigne znatno glede na upogibno oz. natezno trdnost. Potrdilo k tej domnevi sta krivulji upogiba iz diagrama, ki kaže rezultate statičnih preizkusov. To vse skupaj bi torej potrjevalo domnevo, da se obstojnost proti sunkom pri stalni ali celo zmanjšani meji plastičnosti povečuje s padanjem modula elastičnosti.

Slika 6 kaže primerjavo rezultatov dobljenih s statičnim upogibnim preizkusom in preizkusom obstojnosti proti sunkom. Preizkušalo se je jeklo OCR 12 (Č.4150), ki je kaljeno z 950°C , oziroma



Slika 5

Torzijska in upogibna udarna žilavost, odpornost proti sunkom in trdota CO 100 v odvisnosti od popuščne temperature



Slika 6

Statični upogibni preizkus jekla OCR 12: probe kaljene z 950°C, v termalni, popuščano 2 uri. Odpornost na sunek sile: probe kaljene z 960°C/olje, popuščano 1 uro

960°C, v termalni kopeli (statične upogibne probe) oz. v olju (probe za preizkus na sunek sile). Precej podobni sta si krivulja, ki kaže odvisnost obstojnosti proti sunkom od popuščne temperature ter krivulja, ki kaže podobno odvisnost meje pla-

stičnosti. Razlika je le v tem, da se obstojnost proti sunkom pri probah popuščeni nad 450°C strmo zvišuje (trdota je še nad 55 HRC), medtem ko meja plastičnosti z višjo popuščno temperaturo stalno pada. Zaradi tega sta si do temperature 500°C še bolj podobni krivulja odpornosti proti sunkom in krivulja, ki kaže elastični del dela potrebnega za zlom probe. Škoda je, da nimamo krivulje sunkov nad popuščno temperaturo 500°C. Iz teh podatkov lahko izvajamo zaključke, da modul elastičnosti bolj vpliva, pri normalni toplotni obdelavi, na obstojnost pri sunkovitih obremenitvah kot meja plastičnosti. Ob znižanju meje plastičnosti se je zvečala elastična komponenta dela za zlom zato, ker se je zmanjšal modul elastičnosti. V območju strmega padca trdote pa se povečuje plastična komponenta porušnega dela.

Absolutnih vrednosti krivulj, ki kažejo obstojnost proti sunkovitim obremenitvam se za ti dve jekli ne more primerjati, ker so se razlikovali preizkusni pogoji, ki so bili poleg tega pri OCR 12 tudi enakomernejši.

Zgornji podatki so razumljivi, če pojmujejo žilavost kot obstojnost proti sunkom sil. Ker je vsako orodje predvideno za normalne delovne pogoje, je predpostavka sunkov sil uporabnejša za opredelitev žilavostnega obnašanja kot predpostavka o delu porabljenem za zlom probe. Zelo močnih sunkov orodje ne vzdrži, zato težimo za tem, da ugotovimo, ali vzdrži takšne, ki se vkljub previdnosti in razviti tehnologiji še vseeno tu in tam pojavljajo, niso pa ekstremno veliki.

Zaključek

Primerjava rezultatov lastnih preizkusov z rezultati standardnih statičnih in udarnih upogibnih preizkusov pokaže, da je metoda merjenja obstojnosti proti sunkom sil zelo uporaben pripomoček za opisovanje jekel. Predvsem je namenjena ta metoda orodnim jeklom, ki se uporabljajo obdelana na visoko trdoto in imajo pri tem lahko tudi različno velik modul elastičnosti. Od vrste orodja je seveda odvisno, ali je dopustna precejšnja elastična deformacija med obdelavo snovi, ki teče sunkovito ali nezvezno, ali ni homogena ali udarja ali podobno. Prikazani način podajanja in obravnavanja ima to posebno prednost, da omogoča za vsako orodje računsko predvideti, kolikšen sunek sile, oziroma gibalno količino posebnega, neregularnega dela obdelovane snovi glede na orodje je to orodje zmožno brez zloma prenesti.

Metoda je bolj življenjska od navadne metode merjenja sil oziroma dela ob zlomu probe, ker pove kolikšne sunke prenese orodje brez nevarnosti loma, ne pa samo koliko dela se porabi za zlom. Sunki sil se lahko ustvarjajo kot različne kombinacije hitrosti in mase udarne snovi.

Literatura:

1. Moulin L., R. Tricot, R. Castro: Comparaison de la tenue au choc de différents aciers à l'état traité ou cimenté par la mesure de l'effort de fissuration, Revue de Metallurgie 66 (1969) 4, str. 263—270.
2. Brugger H.: Schlagbiegeversuch zur Beurteilung einseitig gehärteter Stähle, Schweitzer Archiv, Juli 1970, str. 219—231.
3. Grumbach M., M. Prudhomme, G. Sanz: Essais dynamiques de rupture fragile avec enregistrement, Revue de Metallurgie 66 (1969) 4, str. 270—281.

ZUSAMMENFASSUNG

Bei modernen Methoden der Kerbschlagzähigkeitsbestimmung wird die für die Deformation und den schlagartigen Bruch der Probe benötigte Kraft bestimmt. Damit ist den Konstrukteuren die Möglichkeit gegeben, Maschinenteile auf Grund der Daten zu dimensionieren, welche unmittelbar in den Festigkeitsrechnungen angewendet werden, ohne dabei den schlagartigen Charakter der Beanspruchung zu vernachlässigen. Kerbschlagzähigkeit und die dynamische Festigkeit sind gleichbedeutende Begriffe, wenn es sich um eine kleine Zahl der Hochspannungszykluse der Beanspruchung handelt. Im Artikel ist ein neuer Zutritt zu den Untersuchungen und der Auffassung der Zähigkeit dargestellt.

Die Beständigkeit gegen die Stosskraft wird als Resultante der Schlagbeständigkeit analysiert, welche wieder eine Schlagresultante bestimmter Massenpunkte mit be-

stimmter Geschwindigkeit darstellen. Es ist der Einfluss der Schlagmassengeschwindigkeit auf die Schlagbeständigkeit untersucht worden. Eine Ähnlichkeit der Schlagbeständigkeitsänderung mit der Änderung der Plastizitätsgrenze und der elastischen Arbeitskomponente für den Probenbruch ist festgestellt worden.

Neben der Plastizitätsgrenze ist für das zähige Verhalten sehr harten Stahles der Elastizitätsmodul massgebend.

Deshalb ist die Methode für die Schlagbeständigkeitsbestimmung ein einfaches und ziemlich vollkommenes Hilfsmittel für die Bestimmung der elastischen und Zähigkeitseigenschaften der harten Stähle im Härtebereich, wo die Stähle eine beträchtliche plastische Deformation nicht ertragen.

SUMMARY

In modern determination of toughness the force which is necessary for deformation and the impact breakage of the sample are determined. Designers are thus enabled to design machine parts from data which can be directly used in static calculations without neglecting the impact characteristic of loads. Toughness and dynamic strength are actually identical conceptions when a small number of high-stress cycles of loading is in question. New access to investigations and the conception of toughness is presented in the paper. Resistance to force shocks is analyzed as resultant resistance against impacts which are resultant of shocks of certain masses with determined velocities. In-

fluence of velocity of impact mass on the resistance against shocks was investigated. Similarity in variation of resistance against shocks as a function of yield point and in variation of elastic component of work needed for breakage of the sample was found. Beside the yield point Young's modulus is the most competent for tough behaviour of high-strength steel. Therefore testing which determines the resistance against shocks is simple and much more complete way for determining elastic and toughness properties of high-strength steel in the region of hardnesses where steels have no ability for bigger plastic deformations.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При современных способах определения вязкости определяют силу которая необходима для наступления деформации и ударного излома образца. На основании этого конструктору дается возможность вычисления размеров машинных частей на основании данных, которые можно непосредственно применить при вычислении прочности, при чём уделено внимание на характер ударно-разрывного напряжения. Вязкость и динамическая прочность представляют, в случаях небольшого числа циклов высокого напряжения, одно и то же понятие.

В статье изложен новый доступ к испытанию и представлено о вязкости. Устойчивость на толчки действием силы разлагается как результат толчков определенных точек массы опреде-

ленных скоростей. В статье описано исследование влияния быстроты ударной массы на устойчивость в отношении действия толчков. Установлено сходство изменения стойкости на толчки с изменением кажущегося предела текучести и упругости рабочего компонента для излома образца. О вязкости очень твердой стали получим представление на основании кажущегося предела текучести а в особенности модуля упругости.

Поэтому опытный способ определения стойкости на толчки простой и довольно совершенно вспомогательный способ определения вязкости и упругости твердых сортов стали в пределах твердости при которых ещё не наступает значительная пластическая деформация.

Vloga računalniške obdelave podatkov v sistemu povratnih informacij kontrole kakovosti

Pomemben element sodobne inteligentne kontrole kakovosti je sistem povratnih informacij. V tem sistemu ima avtomatska obdelava podatkov na elektronskem računalniku poseben pomen. Podatki morajo biti tako zbrani in obdelani, da so nastali problemi kvalitete v proizvodnji iz tehnološkega vidika jasno prikazani. V ta namen je potrebno vse elementarne informacije obdelati po različnih nivojih in v različnih oblikah. Pri tem so nam v veliko pomoč matematično statistične metode, od analize distribucije do analize korelacije in regresije.

Informacijski sistem je kompleksen in zajema ter povezuje fazno in končno kontrolo v obratih in laboratorijih.

Proizvajalec mora kupcu zagotoviti pravo kvaliteto izdelkov, ki zadovoljujejo njegove zahteve in mu ne nudi več, kakor potrebuje. To pomeni, da mora proizvajalec z ustreznimi ukrepi preprečiti slabo kvaliteto, če pa hoče, da bo ta kvaliteta ekonomska, ne sme biti boljša, oziroma dražja, kakor je nujno potrebno.

Usklajevanje kakovosti z zahtevami, zagotovitve kakovostnega nivoja in izboljševanje enakomernosti kakovosti, je vedno v zvezi z reševanjem tehnoloških problemov. Za uspešno opravljanje teh nalog je potreben sistem in taka metodika raziskovalno-razvojnega dela, da je pot k rešitvi čim krajša in stroški čim manjši.

Kontrola moderne proizvodnje je sestavni del v projektu tehnološkega postopka in postaja aktivna tehnološka faza, ki ureja proizvodnjo. Razdelimo jo v vhodno, medfazno in končno kontrolo.

Osnovne naloge kontrolne službe so:

- izboljšati kakovostni nivo vhodnih surovin,
- preprečitev nadaljnje obdelave takih polizdelkov, od katerih ne moremo pričakovati kvalitativnih izdelkov in
- usmerjanje proizvodnje k izdelavi prave kakovosti izdelkov.

Informacije o kakovosti surovin, polizdelkov in izdelkov služijo za iskanje optimalne tehnologije posameznih delovnih faz, kakor tudi celotnega tehnološkega procesa.

Analiza tržišča o kakovostnih zahtevah ima skupno s kontrolo kakovosti v najširšem pomenu besede posebno mesto pri vsklajevanju standar-

dov, prevzemnih pogojev in pri garantiranju lastnosti ter uporabnosti izdelkov. Dokumentiranje in analize informacij, vse objektivne primerjave zahtev, stanja in možnosti proizvodnje ter zanesljivosti garantiranja kakovosti, omogočajo prav tem nalogam prirejene metode matematične statistike v povezavi z uporabo računalnika.

Celoten sistem kontrole kakovosti ima svoj zgodovinski razvoj, katerega rezultat je moderna integralna kontrola kakovosti. Shematsko je takšna kontrola prikazana na sliki 1.

Prednosti takšnega sistema kontrole v primerjavi s klasičnimi so:

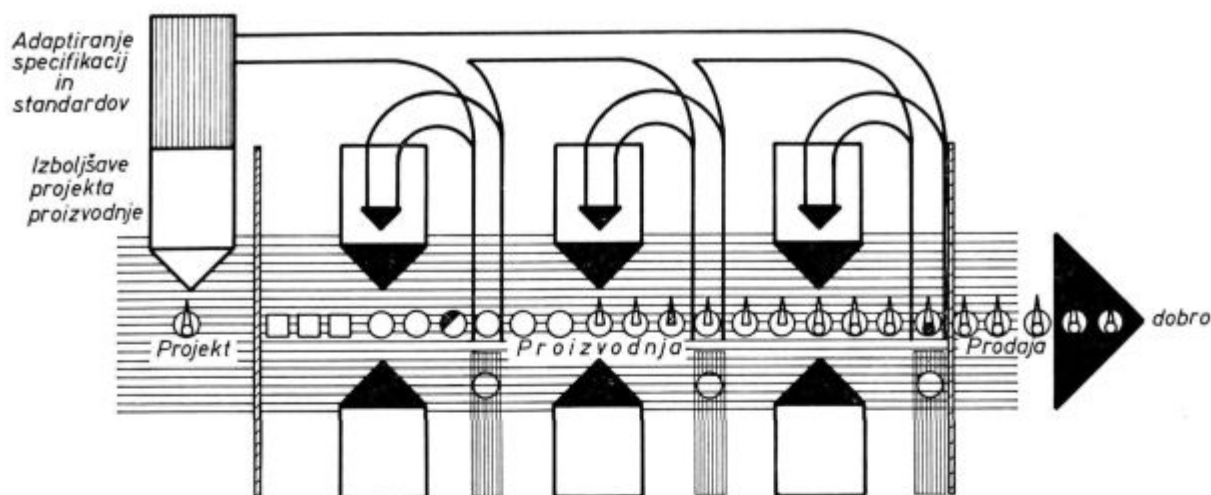
- relativno nizki stroški kontrole kakovosti in
- največje možnosti za napredek proizvodnje v kakovosti in ekonomiki.

Klasična kontrola je imela predvsem varnostno funkcijo s preprečevanjem odpreme neustreznih izdelkov. Moderna vzorčna kontrola s sistemom povratnih informacij pa ima aktivno vlogo kot faza tehnološkega postopka, ki s signalizacijo in s pravočasnimi obdelanimi informacijami o kvaliteti izdelkov in polizdelkov posredno daje osnovo izboljšanju in tekočemu urejanju tehnološkega procesa poleg svoje bivše kontrolne vloge. Informacije kontrole o kvaliteti izdelkov se morajo vsekakor izkoriščati kot povratne informacije in uporabljati za uvajanje sprememb in izboljšav v proizvodnem postopku.

Sistem povratnih informacij je elementaren del integralne kontrole kakovosti, zato je tudi pomen povratnih informacij ozko povezan s pomenom in nalogami celotnega sistema integralne kontrole.

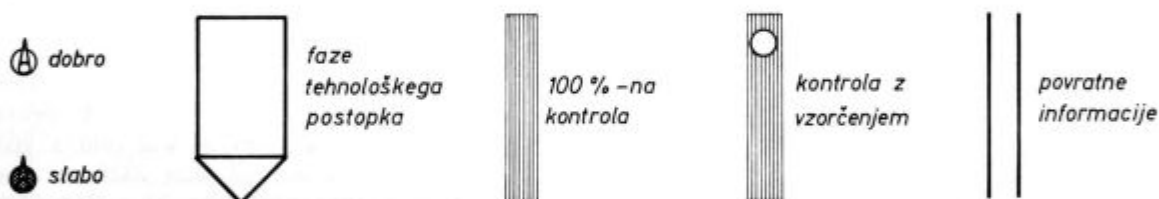
Vloga računalnika v sistemu povratnih informacij

Pri reševanju tehnološke, kakovostne ali kontrolne problematike se v težki industriji skoraj vedno srečamo z množico podatkov, ki so za objektivne analize in raziskave zaradi kompleksnih fizikalno kemijskih procesov skoraj vedno potrebne. Množica podatkov je sama po sebi dokaj nepregledna in le redko daje takšen vpogled v problem, kot to zahteva sodobna raziskava. Težko je večje število podatkov obdelati ročno v uporabno obliko, kajti vložiti je treba veliko dela; nekatere matematično statistične analize pa sploh niso praktično izvedljive (nelinearne multi-



Kontrola z vzorčevanjem v kritičnih točkah proizvodnje, povratne informacije in izboljšave projekta tehnološkega postopka

LEGENDA:



Slika 1

Način organizacije kontrole¹

regresije). Zaradi naštetih problemov si je zelo težko predstavljati realizacijo modernega informacijskega sistema v integralni kontroli kakovosti, brez uporabe elektronskega računalnika.

Osnovno povezavo med delovnim procesom, kontrolno službo, tehnologijo, razvojno raziskovalno službo in računalnikom kaže slika 2

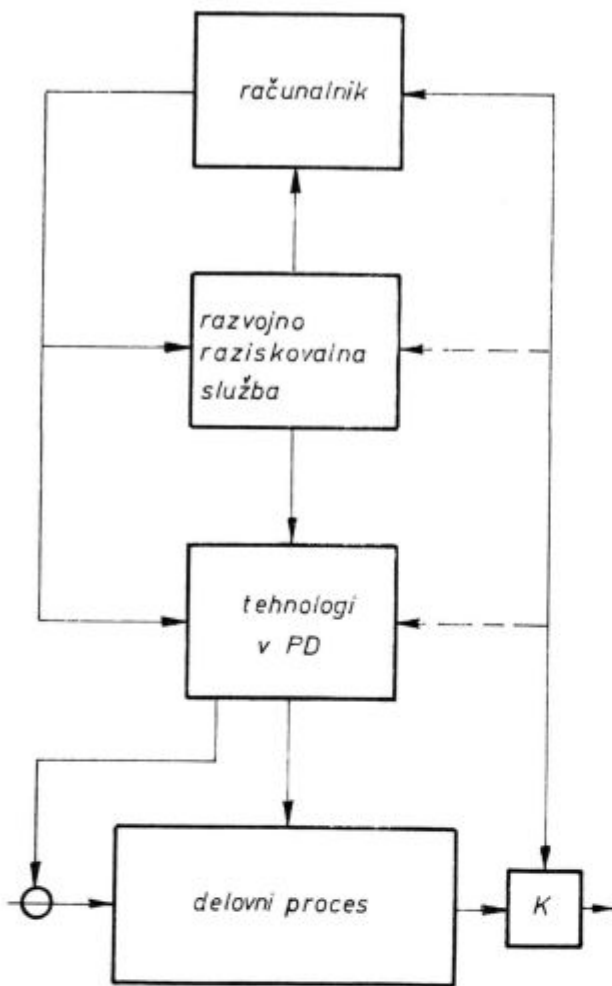
Po zaključenem delovnem procesu izvrši kontrolna služba kontrolo kakovosti izdelka in polizdelka. Informacije o kakovosti pošlje v računalnik, kjer se obdelajo in shranijo za kasnejše analize. Obdelane informacije dobi razvojno raziskovalna služba in tehnologija v pripravah dela (PD). Tehnologija v povezavi z razvojno raziskovalno službo korigirajo vhodne in vse ostale tehnološke parametre, ki vplivajo na kakovost izdelkov ali polizdelkov. Tiste del neobdelanih informacij, ki s takojšnjo obdelavo ne bi pridobili na preglednosti se pošlje neobdelan tudi v pripravo dela v razvojno raziskovalni oddelku. Pri reševanju kakovostne problematike uporablja razvojno raziskovalna služba banko podatkov, zbranih pri fazni in končni kontroli ter predvsem programe za matematično statistične analize.

Oglejmo si shematski prikaz toka informacij večjega sistema, ki ga kaže slika 3 skupaj s tehnološkim procesom, ki zajema delovne operacije, medfazno in končno kontrolo.

Osnovne podatke zajema obratna medfazna in končna kontrola ter laboratoriji. Ti podatki obsegajo vse pomembne tehnološke in kakovostne parametre (npr. temperature, mehanske lastnosti, kemijske sestave itd.) Klasično zajemanje podatkov zahteva za to fazo dela urejeno zbirno dokumentacijo, ki mora ustrezati vsem pogojem posameznih kontrolnih točk. Te podatke lahko v računalnik vnašamo preko luknjanih kartic ali terminala, nekatere podatke pa celo preko procesnih računalnikov.

Pri zajemanju informacij je velikega pomena točnost podatkov. Ta problem je lahko še posebej velik pri zajemanju podatkov v obratu. Meritve v obratih so običajno manj natančne, informacije o slabem delu ali kakovosti izdelkov pa so lahko lažne ali nepopolne. Brez zadovoljive rešitve tega problema, je zbiranje podatkov in obdelava takšnih podatkov, brez pomena.

Zbiranje osnovnih podatkov, vizuelna strokovna kontrola podatkov in strokovni nasveti o mož-



Slika 2
Shema toka informacij kontrole kakovosti

nostih posebnih obdelav zahtevajo posebno delovno mesto, ki je na sliki 3 prikazano kot vhodna postaja.

K osnovnim informacijam prištevamo tudi informacije o reklamacijah in analizi tržišča o zahtevah kakovosti.

Del neobdelanih informacij gre takoj do tehnologov, ki predpisujejo tehnologijo za posamezne izdelke.

Obdelave podatkov se vršijo na dovolj velikem računalniku, ki neobdelane in obdelane podatke shranjuje na disk ali magnetni trak za kasnejšo uporabo. Tako dobljene datoteke podatkov dajo s pomočjo primernih programov solidno osnovo za reševanje različne tehnološke in kakovostne problematike. V določenih časovnih presledkih daje računalnik v primerni obliki obdelane povratne informacije.

Služba za razvoj tehnologije in raziskave dobiva iz oddelka za avtomatsko obdelavo podatkov redna poročila o kakovosti izdelkov, neuspeli proizvodnji in izmečku. Na osnovi teh podatkov pristopi k reševanju tiste problematike, pri kateri bo razvojno-raziskovalno delo imelo največji uč-

nek. Pri reševanju izmečka in neuspele proizvodnje bodo imeli prednost izdelki ali polizdelki, pri katerih so odstotki in stroški izmečka ali neuspele proizvodnje največji, ostali pa le toliko, kolikor to dopuščajo proste kapacitete.

To pomeni, da bo lahko za določen problematičen izdelek računalnik poiskal iz datoteke vse tiste razpoložljive podatke, ki bi npr. z analizo regresije lahko pokazali vzrok slabe kakovosti izdelka. Pri tem bi tehnolog ali raziskovalec moral samo napisati na primeren formular šifre parametrov, za katere na osnovi strokovnih izkušenj smatra, da lahko pomembno vplivajo na kakovost izdelka. Podobno lahko računalnik zbere in obdela odgovarjajoče podatke iz datoteke za vse ostale matematično statistične in druge analize.

Pri adaptiranju specifikacij in standardov ter pri izboljšavi celotnega projekta proizvodnje posameznih izdelkov nam je datoteka podatkov zbranih pri kontroli v veliko pomoč, skupno s programi matematično statističnih analiz. Za ugotavljanje dejanskega nivoja kakovosti, enakomernosti kakovosti ter odstopanj od predpisanih mej, uporabimo poleg omenjene datoteke še datoteko kakovostnih predpisov.

V celoten informacijski sistem je vključen tudi INDOK (informacijsko dokumentacijski) center, ki ima na disku shranjene podatke o strokovnih člankih, elaboratih in knjigah ter daje za posamezna področja ali teme hitre in kratke informacije o razpoložljivi literaturi.

Opisani sistem zagotavlja tudi avtomatsko obdelavo podatkov o stroških kakovosti, ki jih razdelimo na stroške zaradi slabe kakovosti (notranje in zunanje izgube) in stroške ocene kakovosti skupno s preventivnimi stroški.

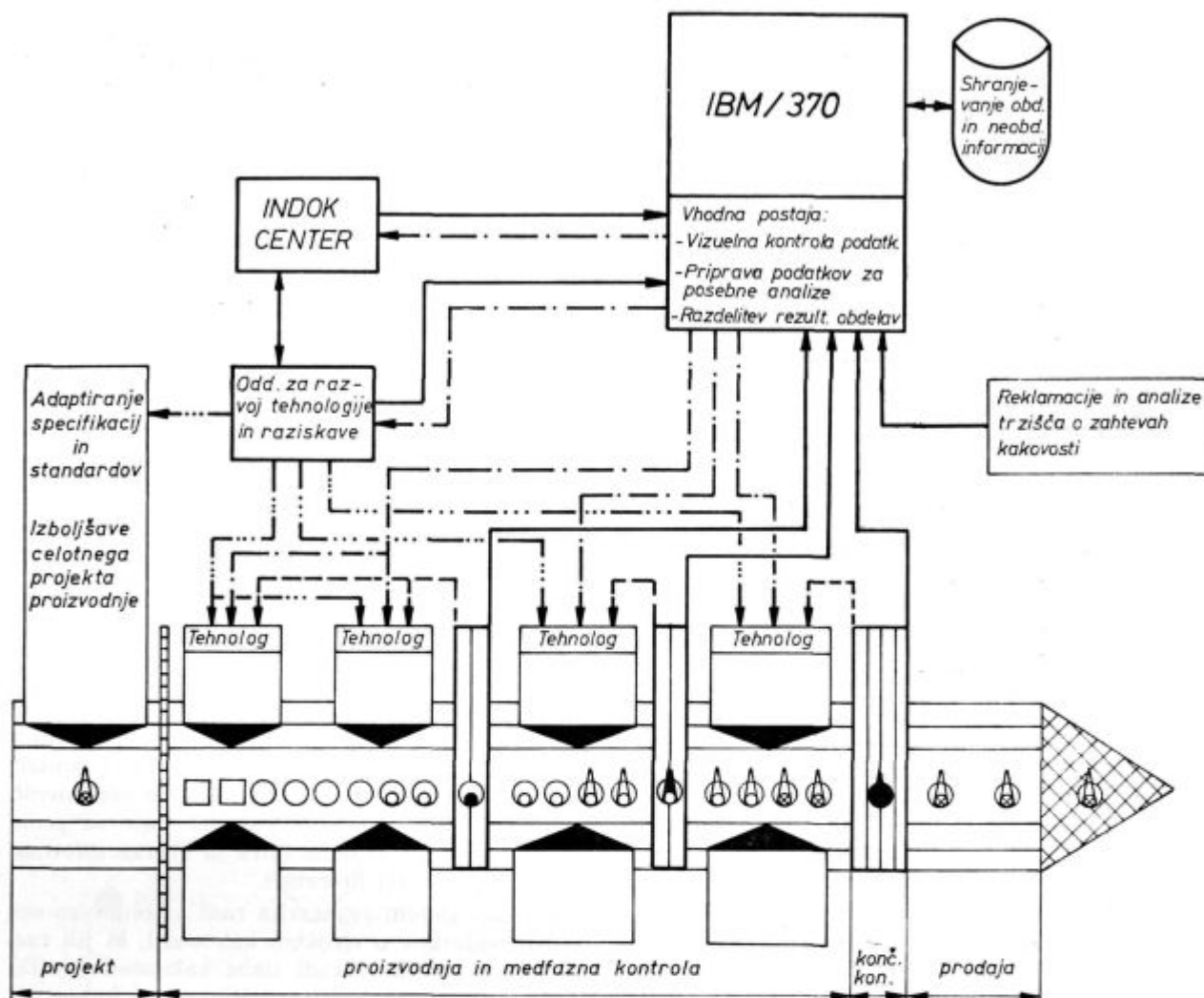
Pristop k realizaciji

Izgradnja informacijskega sistema v kontroli kakovosti zahteva predvsem veliko organizacijskega dela, ker običajno v podjetjih niso standardizirani kontrolni postopki, metode in pogoji kontrole. Kompleksno je treba rešiti organizacijo zbiranja in obdelave podatkov za fazno in končno kontrolo, ki se vrši v obratih in tisto, ki se vrši v različnih laboratorijih.

Za jasnejšo predstavo razdelimo delo po področjih:

1. končne kontrole
2. fazne kontrole
3. laboratorijev
4. matematično statične analize in posebnih analiz
5. INDOK centra

Vsa področja zahtevajo standardizirane in dokumentirane postopke, metode in pogoje kontrole. Izdelati je potrebno šifrant meritev in kontrolnih točk.



Legenda :

- neobdelane kontrolne in tehnološke informacije
- - - - - neobdelane ali delno obdelane povratne informacije
- · - · - · obdelane povratne informacije
- · - - - · predlogi izboljšav informacij, standardov, celotnega projekta praižvodnje in posameznih tehnoloških delovnih operacij
- ▬ fazna kontrola
- ▬▬▬▬▬ končna kontrola
- faza tehnološkega postopka
- dobro
- slabo

Slika 3
Shema toka neobdelanih in obdelanih kontrolnih in tehnoloških informacij

Tehnološki predpisi izdelave posameznih izdelkov in kakovostni predpisi za polizdelke in izdelke morajo imeti takšno obliko, da je primerna za obdelavo na računalniku.

Glavne matične datoteke so:

- datoteka tehnoloških predpisov,
- datoteka meritev in kontrolnih točk,

- datoteka hodogramov kontrole in
- datoteka kakovostnih predpisov.

Podatki obratne kontrole in v laboratorijih izmerjene vrednosti se zbirajo v skupni datoteki, ki je osnovni vir informacij za vse različne obdelave. Treba je zagotoviti zbiranje točnih in nelažnih podatkov.

Sam sistem zahteva veliko kontrolnih programov, programov za ažuriranje matičnih datotek in urejene podprograme matematično statističnih analiz. Temu sledi velika serija programov, ki dajo poročila in analize iz celotnega spektra kakovostne in tehnološke problematike.

Izkušnje železarne Ravne

Železarna Ravne dela izdelke, ki morajo biti visoko kakovostni. Zato veliko dela na izgradnji modernega sistema kontrole kakovosti in ima na tem področju že precej izkušenj. Posebno velike izkušnje ima v uporabi matematično statističnih metod na področju tehnoloških operacijskih raziskav in kontrole kakovosti.

Z uvajanjem matematično statističnih metod je pričela leta 1959, vendar je bila obdelava z ozirom na razpoložljive možnosti razmeroma primitivna. Postopoma so se odpirale nove možnosti z uporabo računalniških sistemov. Do leta 1969 so bili izdelani programi za računalnik, ki so uporabnost omenjenih metod močno razširili. Lastne izkušnje v uporabi računalnika za področje tehnološke in kakovostne problematike so bile povod za začetek izgradnje kompleksnega informativnega sistema.

Pri učinkoviti uporabi metod matematične statistike na računalniku je postala glavna zavora sama priprava podatkov, ker je bilo potrebno za

vsako statistično analizo posebej zbirati podatke iz klasične tehnične dokumentacije. Takšen sistem ni bil dovolj hiter pri reševanju tehnološke problematike. Tako se je že v tej fazi pojavila potreba po banki podatkov, ki bi bili v vsakem trenutku pristopni za obdelavo na računalniku.

Poseben del dosedanjega razvoja je bilo delo na standardiziranju kontrolnih postopkov, metod in pogojev kontrole. Pri tem so vključene tudi metode mrežnega planiranja in uvedena je priprava dela metalurških laboratorijev.

Dela se na izgradnji organizacijskega sistema z avtomatsko obdelavo podatkov, ki bi imel takšno obliko, da bi obsegal in povezoval celokupno tehnološko in kontrolno dokumentacijo o postopkih, agregatih, doseženih rezultatih in drugih tehničnih in ekonomskih podatkih.

Celotna izgradnja informacijskega sistema je zelo kompleksna in obširna, zato je bil izdelan PERT mrežni plan, ki predvideva realizacijo v 1975. letu.

Literatura:

1. J. Rodič: Železarski zbornik, 1968, II. št. 3, str. 153—163.
2. J. Rodič: Referat na V. konferenci SKUPS 72 — Vrnjačka banja.
3. Savas: Computer Control of Industrial Processes, Mc Graw-Hill, London (1971).
4. J. von Ettinger in J. Sitig: Quality 1965, No 2, str. 31—34.

ZUSAMMENFASSUNG

Ein wichtiges Element der modernen integralen Qualitätskontrolle ist das System der Rückinformationen. In diesem System hat die automatische Datenbearbeitung auf der elektronischen Rechenmaschine eine besondere Bedeutung. Die Daten müssen so gesammelt und bearbeitet werden, dass die bei der Produktion entstehenden Qualitätsprobleme aus dem technologischen Gesichtspunkt klar dargestellt werden. Zu diesem Zweck müssen alle elemen-

tares Informationen auf verschiedenen Niveaun und in verschiedenen Formen bearbeitet werden. Dabei können uns die mathematisch-statistischen Methoden von der Distributionsanalyse bis zu der Korrelations- und Regressionsanalyse zur grossen Hilfe sein.

Das Informationssystem ist komplex. Es umfasst und bindet die Phasen und Endkontrolle in Betrieben und Laboratorien.

SUMMARY

Important element of modern integral control of quality is the system of return informations. In this system automatic treatment of data by computer has special meaning. Data must be gathered and treated in such a way that quality problems which appear in production must be clearly presented from the technological view-

point. Therefore all basic informations must be treated on different levels and in different forms. A great help give us mathematicah statistical methods, from analysis of distribution to analysis of correlation and regression.

Information system is complex and it includes and connects phase and final control in plants and laboratories.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Существенный элемент современной интегральной проверки качества представляет систему возвратных информации. В этой системе особенное значение имеет автоматическая обработка данных при помощи электронного счётника. Данные должны собраны и обработаны таким образом что могут дать ясное представление о проблемах качества в производстве взято с точки зрения технологического режима работы. Поэтому необходимо все основные

информации обработать на разных уровнях и разными видами. Как важное вспомогательное средство применяется математические статистические методы от анализа дистрибуции до корреляционного анализа а также и до анализа регрессии. В сущности эта информационная система сама собой комплексная; охватывает и соединяет фазный контроль с финальной проверкой в цехах и лабораториях.

RHEIN - DONAU - STAHL

V IEN - MÜNCHEN - CHUR - MILANO

OSKRBUJEMO EVROPSKE JEKLARNE IN
LIVARNE S STARIM ŽELEZOM.

SMO GENERALNI ZASTOPNIK:

RHEINSTAHL A. G.

KASSEL / B.R.D.

V HENSCHELOVIH
NAPRAVAH ZA PREDELAVO
STAREGA ŽELEZA KOT:
-ŠKARJE ZA STARO
ŽELEZO
-PAKETIRNE STISKALNICE
-NAPRAVE ZA SORTIRANJE
DELOV IZRABLJENIH
AVTOMOBILOV.

A. VOIGT

BIRKENFELD -
NAHE / B.R.D.

V ODŽIGALNIH NAPRAVAH
ZA KABLE

VPRAŠANJA IN INFORMACIJE:

RHEIN - DONAU - STAHL

HANDELSGES. M.B.H.

A 1030 WIEN, SALESIANERGASSE 5

TELEFON: 735506 SERIE

TELEX: 11908

HONEYWELL

**VODILNO PODJETJE V INTEGRIRANI
AVTOMATIZACIJI**

**VAM NUDI CELO VRSTO INSTRUMENTOV
ZA MERJENJE, REGULACIJO
IN AVTOMATIZACIJO**

Instrumentacija za procesno industrijo

Potenciometriški elektronski indikatorji, registratorji in regulatorji — Indikatorji, registratorji in regulatorji pretoka, temperature in pritiska — Miniaturni elektronski instrumenti — Miniaturni pnevmatski instrumenti — Regulacijski ventili s pnevmatskim in električnim pogonom — Termoelementi in pirometri — Enostavni instrumenti za merjenje in regulacijo temperature in pritiska — Procesna računalna

Mikrostikala

Standardna in miniaturna mikrostikala — Sigurnostna in miniaturna mikrostikala — Brezkontaktna stikala — Instrumenti za vgraditev (mV, mA itd.)

Honeywell je organizacija mednarodnega nivoja, ki združuje operativne oddelke za instrumentacijo kontrole gorenja, klimatizacijo in zagrevanje, procesno instrumentacijo, električne enote, mikrostikala, znanstveno instrumentacijo ter sisteme obdelave podatkov. Poglejmo zakaj je Honeywell edini v svetu v stanju nuditi aparature, naprave in tehnično pomoč za ustvaritev kompletnih programov avtomatizacije na različnih področjih in v popolnosti rešiti probleme točno po zahtevah naročnikov. V vsakem Honeywellovem instrumentu je namreč preciznost in izkušnja industrije, ki proizvaja celo 20.000 različnih proizvodov.

Regulatorji za gretje, hlajenje in klimatizacijo

Električni regulacijski sistem — Elektronski regulacijski sistem — Pnevmatški regulacijski sistem

Instrumentacija za gorilce in kotle

Oljni gorilci za gospodinjstvo — Industrijski oljni gorilci — Plinske peči za gospodinjstva — Industrijski plinski gorilci — Regulatorji za kotle

Instrumenti za laboratorijske raziskave

Pojačala in pretvorniki signala — Visicorder oscilografi — Laboratorijski potenciometriški registratorji — XY registratorji — Laboratorijski standardi — Monitorji — Diferencijski voltmetri in drugi precizni instrumenti — Digitalni merilni instrumenti — Korelatorji — Elektronski bio-medicinski sistemi

HONEYWELL

AUTOMATION

Sedež: Via Vittor Pisani 13 — 20124 Milano
predstavnik za Jugoslavijo: Merkantile, Praška 2,
Zagreb

Vsebina VI. letnika »ŽELEZARSKEGA ZBORNIKA«

Arh Joža, Zelezarna Jesenice		Razinger Borut, Zelezarna Jesenice	
Uvajanje prepipovanja jeklene taline v ponvi s plinastim argonom	1	Potenciometrično določevanje mangana pri konstantnem toku	127
Gabrovšek Marin, Zelezarna Jesenice		Prešeren Alojz, Metalurški inštitut Ljubljana	
Mikrolegirana finoizrnatna jekla za varjene konstrukcije	11	Vpliv dezoksidacijske tehnologije na izkoristke dodatnega aluminija	133
Gabrovšek M., M. Stojan, Zelezarna Jesenice		Koroušič Blaženko, Metalurški inštitut Ljubljana	
Problematika varjenja finoizrnatih mikrolegiranih jekel	25	O nekaterih značilnostih žlinder sistema $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$	145
Stocca Bogdan, Zelezarna Jesenice		Uranc Franc, Zelezarna Ravne	
Vzroki slabe plastičnosti jekel tipa 18/8	35	Sodobna orodna jekla	155
Kejžar Rajko, Zelezarna Jesenice		Segel Jože, Zelezarna Ravne	
Uporabnost in način varjenja s specialno bazično oplašeno elektrodo B-KOR Tifon	47	Uporabnost magnetne analize za kontrolo toplotne obdelave brzorezernih jekel	165
Sidan Heribert, Sterische Gußstahlwerke AG-Judenburg		Brudar Božidar, Zelezarna Jesenice	
Rodič Jože, Zelezarna Ravne		Preverjanje statističnih hipotez s pomočjo operacijskih karakteristik	175
Izbira in toplotna obdelava jekel za izdelavo orodij v industriji umetnih mas	65	Ravnik Karel — Zelezarna Jesenice	
Nečemer Boris, Zelezarna Štore		Uporaba ognjestalnega materiala in mas na elektroobločnih pečeh Zelezarne Jesenice	181
Vpliv ogljika, silicija in kokilnega vzorca na debelino bele plasti pri valjih	85	Vizjak Ferdo — Zelezarna Ravne	
Uranc Franc, Zelezarna Ravne		Vpliv alfa faze na plastičnost Cr-Ni avstenitnih jekel	195
Žilavost orodnega jekla kot statično zanesljiva srednja vrednost	93	Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana	
Mesec Ivan, Zelezarna Jesenice		Nekatere pripombe k identifikaciji in sestavi nekovinskih vključkov v jeklih	215
Preiskave varilnotehničnih in mehanskih lastnosti elektrodnih žic pri varjenju v zaščitni atmosferi CO_2	99	Uranc Franc — Zelezarna Ravne	
Vodopivec Franc, Metalurški inštitut Ljubljana		Žilavost kot odpornost proti sunkom	231
Elektronska mikroanaliza trdnih kovinskih in nekovinskih snovi	115	Segel Jože — Zelezarna Ravne	
		Vloga računalniške obdelave podatkov v sistemu povratnih informacij kontrole kakovosti	237

