

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA

	Stran
Arh Joža, K. Ravnik, M. Ulčar — Železarna Jesenice	
J. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana IZBOLJSANJE RUDUKCIJE ŽLINDER OZI- ROMA POVEČANJE IZKORISTKA KROMA PRI IZDELAVI AVSTENITNIH IN FERIT- NIH NERJAVNIH JEKEL	133
Razinger Anton — Merkur, TO Univerzal Jesenice	
J. Arh — Železarna Jesenice TEHNOLOGIJA IZDELAVE IN PREDELAVE JEKEL LEGIRANIH Z BOROM	149
Torkar Matjaž, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana	
J. Arh — Železarna Jesenice VPLIV OLIGOELEMENTOV NA PREOBLI- KOVALNO SPOSOBNOST POVRŠINE LITE- GA JEKLA	161

LETO 13 ŠT. 4-1979
ŽEZBBQ 13(4) 133-173(1979)

ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ZELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 13

LJUBLJANA

DECEMBER 1979

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
Stran	Seite	Page	
Joža Arh, J. Lamut, K. Ravnik, M. Ulčar	Joža Arh, J. Lamut, K. Ravnik, M. Ulčar	Joža Arh, J. Lamut, K. Ravnik, M. Ulčar	Joža Arh, J. Lamut, K. Ravnik, M. Ulčar
Izboljšanje redukcije žilinder oziroma povečanje izkoristka kroma pri izdelavi avstenitnih in feritnih nerjavnih jekel 133	Verbesserung der Schlackenreduktion bzw. Vergrößerung des Chromausbringens bei der Erzeugung austenitischer und ferritischer nichtrostender Stähle 133	Improved reduction of slag or increased chrome yield in manufacturing austenitic and ferritic stainless steel 133	Улучшение восстановления шлаков, относительно увеличение выхода хрома при изготовлении аустенитных и ферритных нержавеющей сталей. 133
UDK: 669.187:669.14.018.52.8:669.046.584.1 ASM/SLA: D5d, SSe, C26	UDK: 669.187:669.14.018.52.8:669.046.584.1 ASM/SLA: D5d, SSe, C26	UDK: 669.187:669.14.018.52.8:669.046.584.1 ASM/SLA: D5d, SSe, C26	UDK: 669.187:669.14.018.52.8:669.046.584.1 ASM/SLA: D5d, SSe, C26
Anton Razinger, J. Arh	Anton Razinger, J. Arh	Anton Razinger, J. Arh	Anton Razinger, J. Arh
Tehnologija izdelave in predelave jekel legiranih z borom 149	Technologie der Herstellung und Verarbeitung borlegierter Stähle 149	Technology of manufacturing and working boron-alloyed steel 149	Технология производства и переработки сталей легированных с бором. 149
UDK: 669.183.3:669.14.254 ASM/SLA: D2g, CN-g, A9	UDK: 669.183.3:669.14.254 ASM/SLA: D2g, CN-g, A9	UDK: 669.183.3:669.14.254 ASM/SLA: D2g, CN-g, A9	UDK: 669.183.3:669.14.254 ASM/SLA: D2g, CN-g, A9
Matjaž Torkar, F. Vodopivec, J. Arh	Matjaž Torkar, F. Vodopivec, J. Arh	Matjaž Torkar, F. Vodopivec, J. Arh	Matjaž Torkar, F. Vodopivec, J. Arh
Vpliv oligoelementov na predelovalno sposobnost površine litega jekla 161	Einfluss der Spurenelemente auf die Verformungsfähigkeit der Oberfläche des Stahlgusses 161	Influence of trace elements on the surface workability of cast steel 161	Влияние олигоэлементов на способность к деформации поверхности литой стали. 161
UDK: 669.1:669.3:621.9.011:669-11 ASM/SLA: D, EG-r, Q5g	UDK: 669.1:669.3:621.9.011:669-11 ASM/SLA: D, EG-r, Q5g	UDK: 669.1:669.3:621.9.011:669-11 ASM/SLA: D, EG-r, Q5g	UDK: 669.1:669.3:621.9.011:669-11 ASM/SLA: D, EG-r, Q5g



SLOVENSKE ŽELEZARNE
ŽELEZARNA RAVNE
n. sol. o.
RAVNE NA KOROŠKEM

PROIZVAJAMO:

- EPŽ JEKLA
- JEKLENE ULITKE
- ODKOVKE
- KOVANO PALICASTO JEKLO
- VALJANE PROFILE
- GRELNO ŽICO
- VLEČENO, LUŠČENO IN BRUŠENO JEKLO
- LISTNATE VZMETI
- STROJNE NOZE
- BRZOREZNO ORODJE IN KROŽNE ŽAGE
- PILE IN RAŠPE
- VALJE ZA HLADNO VALJANJE
- PILGER VALJE IN TRNE
- STROJE IN ORODJA NA PNEVMATSKI POGON
- KOLESNE DVOJICE
- SESTAVLJENE DELE IN ELEMENTE STROJEV IN NAPRAV
- STROJE ZA MEHANSKO PREOBLIKOVANJE (RAZLIČNE STISKALNICE ZA PREOBLIKOVANJE KOVIN V HLADNEM IN VROČEM STANJU ITD.)

**S KVALITETO IN SOLIDNO PROIZVODNJO GARANTIRAMO DOBRO
SODELOVANJE IN SE PRIPOROČAMO!**



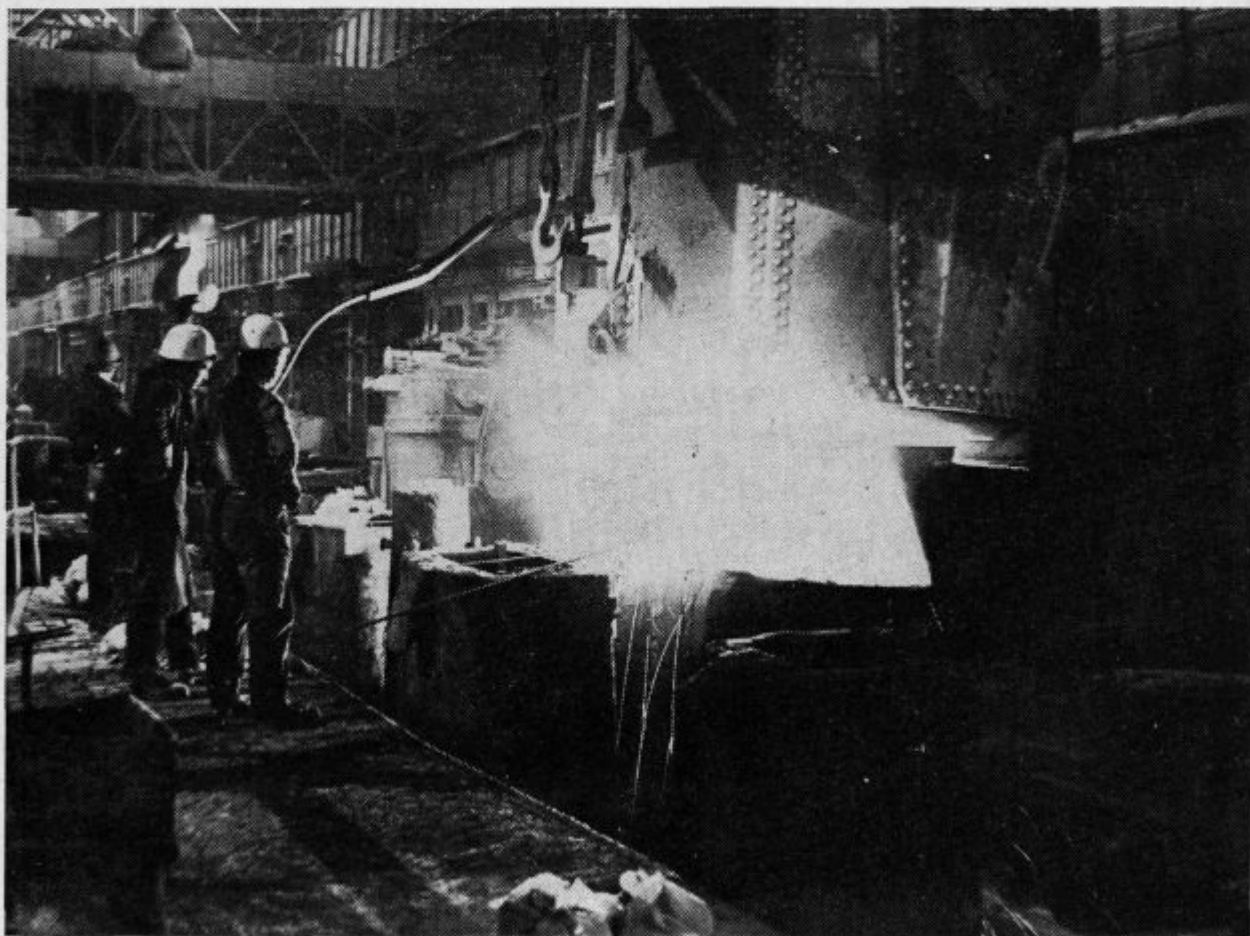
ŽELEZARNA JESENICE

Proizvaja:

debelo, srednjo in tanko pločevino
dinamo trakove
hladno valjane trakove
vlečeno, brušeno in luščeno jeklo
vlečeno žico
vlečeno žico — patentirano
pleteno patentirano žico za
prednapeti beton

hladno oblikovane profile
cestne varnostne ograje
jeklene podboje za vrata

dodajni material za varjenje:
— tehnični plin ARGON
žičnike
jekleni sekanec



Livna jama

For Avtomation and Process Technology from conceptual design to turn key system

Control systems for material, materials management
Analyses laboratories
Electric arc furnaces
Basic oxygen furnaces (BOF) SIP Converter, AOD Converter

Energy dispatch and control

Pollution monitoring

Heat treating optimization

Tailor-made software and systems for your specific requirements

Za avtomacijo in procesno tehnologijo od idejnih zasnov do sistemov na ključ

Kontrolni sistemi za materialno gospodarstvo
Analitski laboratorij
Elektro obločne peči
Bazične kisikove peči
LD — konverter in kisikovi žilavilni postopki s pihanjem od spodaj
AOD — konverter

Kontinuirno litje

Sistemi razdelitve in kontrole porabe energije

Krmiljenje čistilnih naprav

Optimizacija toplotne obdelave

Software in sistemi prilagojeni vašim posebnim zahtevam

PROCESS CORPORATION
P. O. Box 11528
PITTSBURGH, PA 15238
U S A

For more detailed information please contact the European representative:

Za podrobnejše informacije se, prosimo, povežite z zastopstvom za Evropo:

**INTECO — Internationale
Technische Beratung Ges. m. b. H.**
Bahnhofstrasse 9
8600 Bruck/Mur, Austria
Telephone: (038 62) 53 1 10
Telex: 36 720



slovenske železarne ljubljana

ŽELEZARNA JESENICE: proizvaja debelo in srednjo pločevino ter hladnovaljane trakove različnih kvalitet. Vlečeno, luščeno in brušeno jeklo. Valjano in vlečeno žico v različnih kvalitetah in površinskih obdelavah. Hladno oblikovane profile, ograje za avtoceste in vratne podboje. Žične proizvode: žeblice, bodečo žico, žico, elektrode in praške za varjenje, vrvi in patentirane žice, jeklen pesek, tehnične pline: kisik in argon.

ŽELEZARNA RAVNE: proizvaja toplovaljane in kovane profile ter vlečene, brušene in luščene palice, v vseh vrstah kvalitetnih in plemenitih jekel, jeklene odlitke, industrijske nože, brzorezna orodja in krožne žage za obdelavo jekla, kovin in lesa; pile, vzmeti, pnevmatske stroje in orodja, valje za hladno valjanje kovin, univerzalne in kovaške ekscentrične stiskalnice, sestavne dele za vagončke, diske za poljedelske stroje...

ŽELEZARNA ŠTORE: proizvaja toplovaljane ter vlečene in brušene palice, v vzmetnih in ostalih kvalitetnih vrstah jekla, specialno surovo železo za livarne, ulitke iz sive in nodularne litine, litoželezne valje, ki jih lahko obdelajo in obrusijo, kontilite profile...

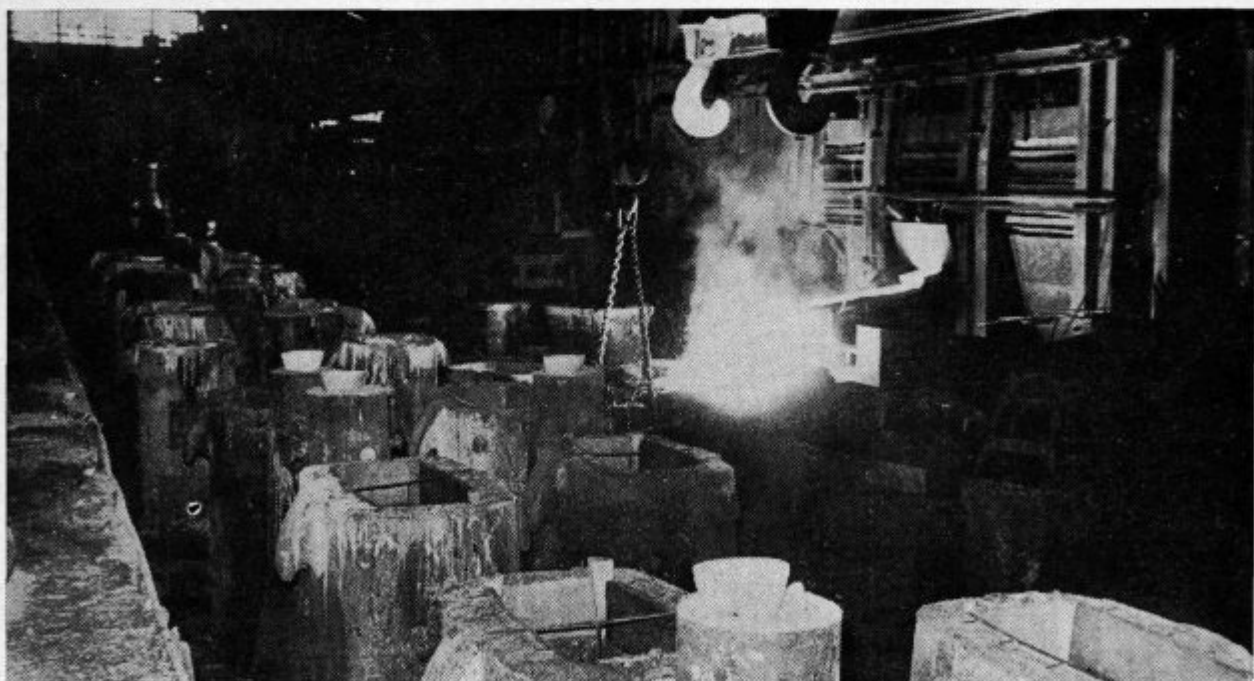
TOVARNA VERIG LESCE: proizvaja verige za široko potrošnjo, tehnične in siderne verige, opremo za verige, snežne in zaščitne verige za vozila, kovinske in lesne vijake, hangervijake, razcepke, kovice, odkovke in stiskance...

PLAMEN KROPA: proizvaja matične, nastavne in sponске vijake za splošne namene, matične in nastavne vijake srednje klase, matice in kovice.

TOVIL LJUBLJANA: proizvaja vijake za kovine in za pločevino z ravnim in križnim utorom, samorezne vijake, vijake za les in kovice...

ŽIČNA CELJE: proizvaja iz žice razna pletiva, tkanine, mrežaste armature in predfabrikate, gablone, vibracijska sita in mreže za rudarstvo, žične transportne trakove, vzmeti, žične vložke in drugo žično konfekcijo.

METALURŠKI INŠTITUT LJUBLJANA: raziskuje na področjih: priprava mineralnih surovin, surovega železa, proizvodnje jekla, barvne metalurgije, livarstva, termične obdelave in plastične predelave jekla in kovin. Vrší kemijske, metalografske in fizikalne analize.



Livna jama v martinarni



**Trgovsko podjetje MERKUR veleželeznina, n. sol. o.,
KRANJ, Koroška c. 1**

DO MERKUR veleželeznina Kranj, Koroška c. 1

**TOZD UNIVERSAL Jesenice — prodaja na debelo, n. sub. o.
64270 JESENICE, Sp. Plavž 3**

vam nudi:

proizvode črne metalurgije

- pločevino
 - hladno in toplo valjane trakove
 - hladno in toplo oblikovane profile
 - palično železo, ploščato železo, žico
 - cevi
 - varilno dodajni material
-

GP MEGRAD LJUBLJANA

TOZD



ELMONT

ELEKTROMONTAŽNO

PODJETJE

BLED

n. sol. o.

SESTAVLJENA
PROIZVODNO
TRGOVSKA
ORGANIZACIJA
ZDRUŽENEGA DELA



EXPORT - IMPORT
KOVINOTEHNA
CELJE

MARIBORSKA 7
JUGOSLAVIJA

Izboljšanje redukcije žlinder, oz. povečanje izkoristka kroma pri izdelavi avstenitnih in feritnih nerjavnih jekel

UDK: 669.187:669.14.018.52.8
669.046.584.1

ASM/SLA: D5d, SS-e, C26

J. Arh, J. Lamut, K. Ravnik, M. Ulčar

Naredili smo številne poskuse kako izboljšati redukcijo na kromu bogatih žlinder pri izdelavi avstenitnih in feritnih nerjavnih jekel. Uporabljene reducenti so silicij iz FeCrSi in FeSi, aluminij in CaSi in kombinacije le teh. Spreminjali smo bazičnost žlindre in vsebnost Si v jeklu po redukciji, da bi ugotovili njihov vpliv na stopnjo redukcije. Najboljše rezultate smo dosegli s postopno redukcijo najprej z FeSi in FeCrSi in nato z vpihovanjem aluminija v prahu v žlindro. Kombinacije s CaSi so predrage in ekonomsko niso upravičene.

Vpliv bazičnosti žlindre in vsebnosti Si v jeklu na izkoristek kroma je očiten. Najboljše rezultate smo dosegli pri bazičnosti okrog $B = 2$. Visoko stopnjo redukcije pa je mogoče dosegti tudi pri nižji bazičnosti od 1 do 1,5, če je vsebnost Si v jeklu nad 0,5%. Podani so tudi rezultati mineraloške preiskave žlinder.

1. UVOD

Pri izdelavi nerjavnih jekel po klasičnem postopku v električni obločni peči pride nujno do večjega odgora kroma in drugih legirnih elementov. Izguba kroma kot najdražjega od teh legirnih elementov močno povečuje stroške proizvodnje. Razen izgub kroma z žlindro se povečujejo stroški proizvodnje še s tem, da pri klasičnem načinu izdelave lahko rabimo cenejše visokoogljične kromove zlitine le v zelo omejenem obsegu. Glavni del kroma lahko dodamo le v obliki najdražje

kromove zlitine, to je kot ferokrom suraffine, v katerem je cena kroma za polovico višja kakor v cenejšem ferokrom karbureju.

Šele vakuumski postopki, ki so jih razvili v šestdesetih letih, in AOD postopek so omogočili izdelavo nerjavnih jekel iz cenениh visokoogljičnih ferokromov z izkoristkom kroma okrog 98%.

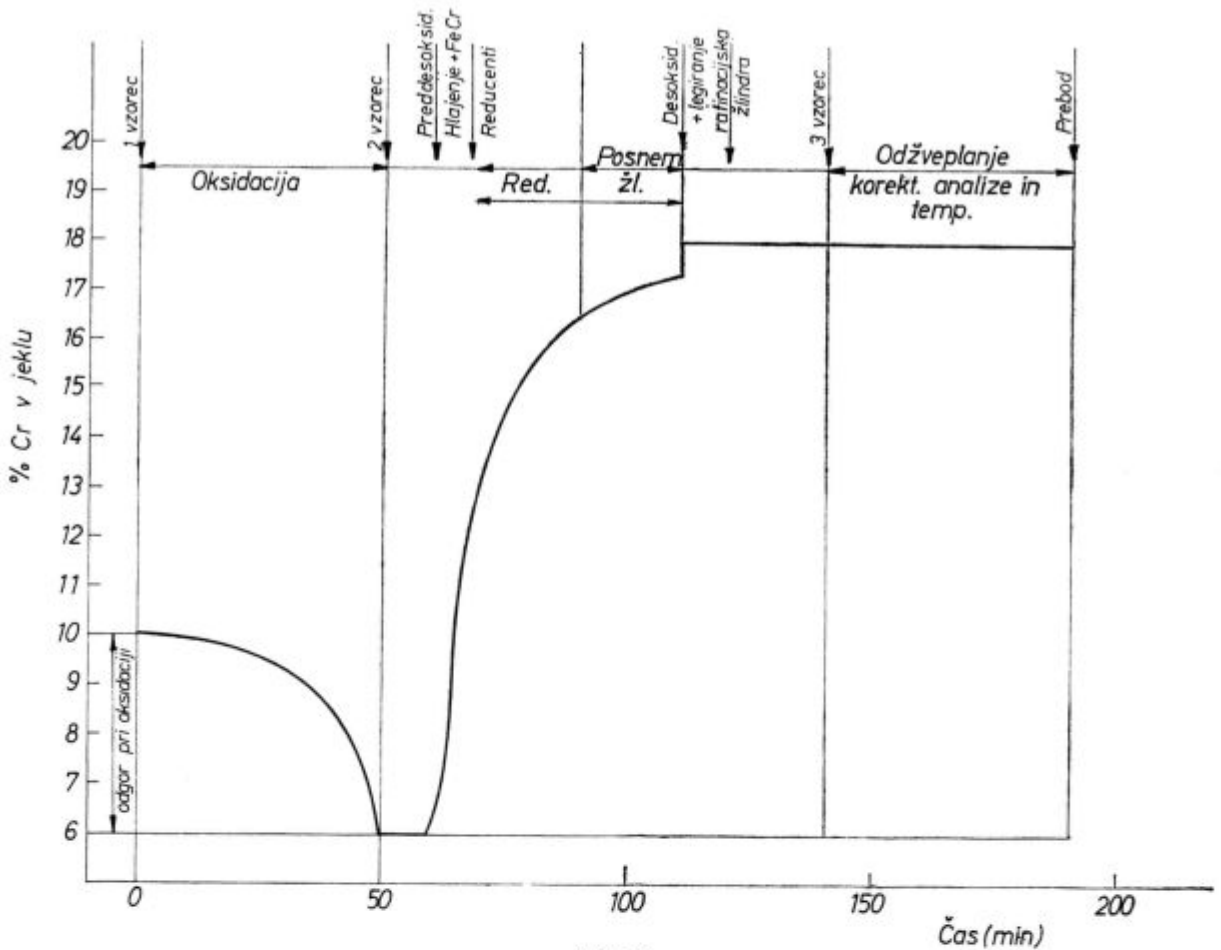
Danes naredijo v svetu večino nerjavnega jekla v AOD konvertorjih in drugih vakuumskih napravah. V Jugoslaviji gradi prvo takšno napravo (ASEA SKF) železarna v Nikšiču, ki bi morala začeti obratovati v prvi polovici leta 1979.

Železarna Jesenice kot največji proizvajalec nerjavnih jekel v Jugoslaviji bo tudi še v prihodnjih nekaj letih izdelovala nerjavna jekla po klasičnem postopku v električni obločni peči. Zaradi tega se nam zdi potrebno opraviti obsežnejše poskuse, kako izboljšati pri izdelavi nerjavnih jekel redukcijo oksidacijske žlindre, bogate na kromu, manganu in železu, oziroma, kako povečati izkoristek teh kovin.

2. OPIS POSTOPKA IZDELAVE AVSTENITNIH IN FERITNIH NERJAVNIH JEKEL

V železarni Jesenice izdelujemo nerjavna jekla v električnih obločnih pečeh po oksidacijskem postopku. Prednost tega postopka je v tem, da lahko uporabimo razne legirne odpadke in manjše količine višjeogljičnih, vendar cenejših ferozlitin. Pri postopku oksidacije se poleg ogljika, železa in mangana oksidira tudi večja količina kroma. Krom, ki je drag legirni element in ga je od vseh kovin v žlindri največ, skušamo iz žlindre čim bolj reducirati. Pri tem se reducira tudi večina

To je povzetek elaborata, ki je bil izdelan s sofinanciranjem Raziskovalne skupnosti Slovenije — naloga 659, januar 1979



Slika 1
 Shema procesa izdelave nerjavnega jekla v elektr. obl. peč
 Fig. 1
 Production flowsheet for stainless steel in electric arc furnace

železa, večji del mangana in ves fosfor, ki je sicer nezaželen element v jeklu. Vložek mora biti zaradi tega sestavljen tako, da količina fosforja ne presega dovoljene meje, ker ga iz jekla ne moremo odstraniti.

V času oksidacije se talina zaradi odgorevanja elementov C, Si, Fe, Mn, Cr in še nekaterih segreje na zelo visoko temperaturo. Zato jo moramo takoj po končani oksidaciji intenzivno ohladiti in reducirati jeklo ter žlindro. Sele po končani redukciji lahko žlindro, ki naj bo revna na kovinskih oksidih (FeO, MnO, in Cr₂O₃), odstranimo. Ta žlindra ima namreč po končani redukciji takšno sestavo, da za nadaljnje metalurško delo ni več uporabna.

Ko imamo talino golo (brez žlindre), jo lahko še dalje dezoksidiramo in po potrebi legiramo. Iz apna in jedavca napravimo rafinacijsko žlindro, bogato na CaO, s katero talino odžveplamo.

Po intenzivnem mešanju vzamemo vzorec jekla za kemično analizo. Na podlagi kemične sestave izvedemo korekturo elementov Cr, Mn, Ni in drugih. Jeklo ogrejemo do predpisane temperature in ga odlijemo v ponev. V ponev dodamo

še dodatke za korekturo silicija in druge potrebne dodatke.

V ponvi jeklo prepihamo z argonom, da izboljšamo čistočo jekla in da nastavimo zaželeno temperaturo taline.

Shema procesa je prikazana na sliki 1.

Z odstranitvijo nepopolno reducirane oksidacijske žlindre lahko pride do precejšnjih izgub kroma in mangana. Podatki za leto 1977 kažejo, da je znašala povprečna izguba kroma pri eni talini 15,4 %.

Seveda pa vsa ta izguba ne nastane le z žlindro. Krom in mangan izgublamo, ko nekontrolirano izgublamo jeklo pri posnemanju žlindre, pri prebodu, pri livanju in s svinjami v ponvi.

2.1 Način dela pri oksidacijskem postopku izdelave avstenitnih in feritnih nerjavnih jekel

V nalogi obravnavamo avstenitno in feritno nerjavno jeklo z orientacijsko kemično sestavo, ki je navedena v tabeli 1.

Tabela 1: Orientacijska kemična sestava nerjavnih jekel

Vrsta jekla	Legirni element v utež. %				
	C	Si	Mn	Cr	Ni
avstenitno	0,07	0,50	1,40	18,0	9,0
feritno	0,07	0,40	0,40	16,5	—

Vložek je sestavljen iz odpadkov istovrstnih jekel, nizkolegiranih jekel (odpadki iz vlivališča in valjarn) in legirnih dodatkov. Apno smo dodajali v različnih količinah, ker je bil cilj poskusov tudi ugotoviti vpliv različne stopnje bazičnosti na stopnjo redukcije.

Ko je bil vložek raztaljen, smo vzeli vzorec za kemično analizo jekla in žlindre.

Talino smo segreti pred oksidacijo na 1600° C. Oksidacijo smo izvedli s čistim kisikom s pritiskom 23 atm s pomočjo dveh oplašenih 1" cevi na 50-tonski peči in z eno oplaščeno 1" cevjo pri 8-tonski peči. Oksidacijo spremlja, dokler odgora ogljik, močan plamen. Le-ta proti koncu oksidacije, ko ni več ogljika, zamre. V času oksidacije naraste temperatura taline na 1900—2000° C. Poraba kisika za znižanje ogljika od približno 0,2 % na 0,02 % in oksidacijo ostalih elementov je znašala okrog 15 do 18 Nm³/t. Od te količine se le 1/4 porabi za oksidacijo ogljika v ogljikov monoksid. Večji del kisika pa se porabi za oksidacijo železa, kroma in mangana iz jekla, pri čemer količina žlindre močno naraste.

Viskoznost žlindre se v času oksidacije močno spreminja. Ob raztalitvi je žlindra normalno tekoča. V času intenzivnega razogljčenja je žlindra gosta. Proti koncu oksidacije pa od mesta pihanja kisika navzven postaja bolj in bolj tekoča. To pa je tudi zunanji znak, da je oksidacija končana oziroma, da je ogljik v jeklu dovolj nizek.

Nato odzvamemo vzorec jekla in žlindre za kemično analizo.

Da zaščitimo dolomitno dno peči pred visoko temperaturno obremenitvijo, je potrebno jeklo takoj po oksidaciji ohladiti. Hladimo lahko z odpadki istovrstnega jekla ali tudi s kakšnim drugim maloogljiknim nelegiranim jeklom. V železarni Jesenice v ta namen uporabljamo tudi odpadke dinamo jekla in pa FeCr suraffine, s katerim jeklo legiramo. Skupna količina znaša okrog 25 % teže vložka.

Vzporedno s hlajenjem potekajo tudi reakcije redukcije žlindre. Skupaj z dodatki za hlajenje smo namreč dali v peč tudi aluminij, silikokrom, ferosilicij in apno za redukcijo jekla in žlindre. Dodatek silicija iz teh zlitin je znašal od 15 do 25 kg/t.

Z dodatkom večje količine silicija dobimo kislo žlindro, ki hitro postane tekoča in dobro razkrajja apno. Dodatek apna je znašal od 20 do 30 kg/t.

Količina žlindre po redukciji je znašala od 150 do 200 kg/t. Tako velika količina žlindre v peči moti nadaljnje metalurško delo, zato jo je potrebno popolnoma odstraniti, če želimo napraviti kvalitetno rafinacijsko žlindro z visoko stopnjo bazičnosti.

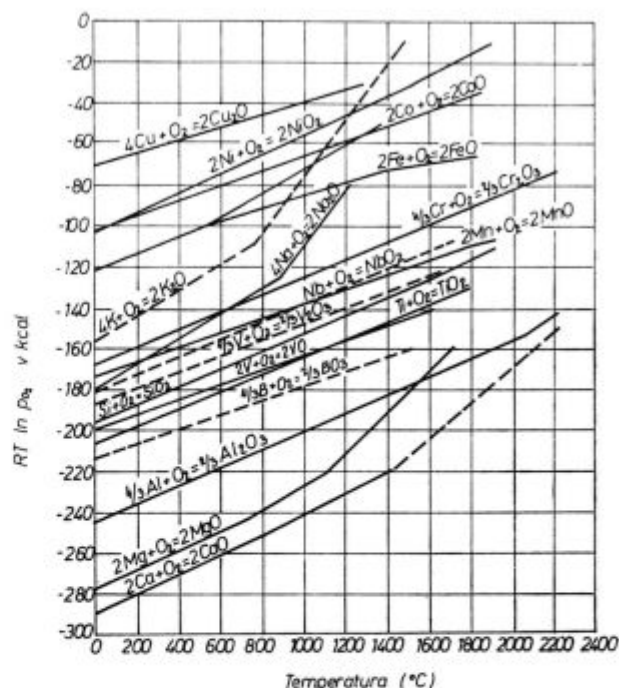
V času rafinacije korigiramo kemično sestavo in temperaturo jekla. Vzporedno poteka v času rafinacije tudi proces odžveplanja.

3. TEORIJA OKSIDACIJE IN REDUKCIJE KROMA

Pri oksidaciji ogljika v krom-nikljevih nerjavnih jeklih, se bolj ali manj oksidira tudi krom. Velikost oksidacije kroma pa je odvisna od naslednjih dejavnikov:

- temperatura taline pred pihanjem kisika
- vsebnost kroma v jeklu pred pihanjem kisika
- temperatura taline po pihanju kisika
- vsebnost ogljika v jeklu po pihanju kisika
- kemična sestava žlindre

Kako vpliva temperatura na oksidacijo posameznih elementov v jeklu, je razvidno iz znanega Richardsonovega diagrama na sliki 2. Na sliki je predstavljeno reakcijsko delo ΔG za različne okside v odvisnosti od temperature¹. Vidimo, da z naraščanjem temperature stabilnost oksidov pada, ali z drugimi besedami, čim višja je temperatura, manj bodo odgorovali posamezni elementi.

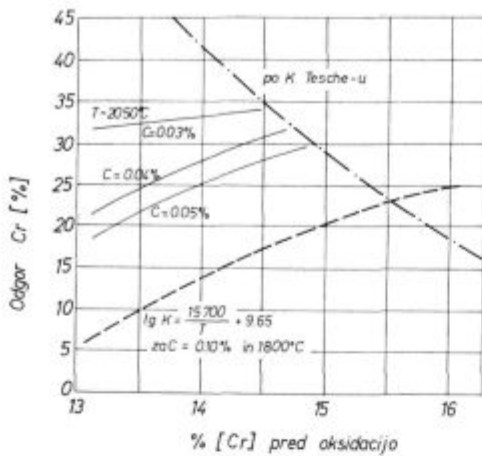


Slika 2

Vpliv temperature na vrednost $RT \ln p_{O_2}$ za kovinske okside

Fig. 2

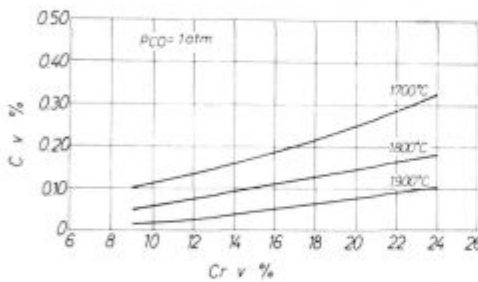
Influence of temperature on $RT \ln p_{O_2}$ values for metallic oxides



Slika 3
Odgorek kroma v odvisnosti od vsebnosti kroma pred oksidacijo

Fig. 3
Chrome loss depending on chrome content before oxidation

Slika 3 prikazuje odvisnost odgora kroma od vsebnosti kroma v jeklu pred oksidacijo pri različnem končnem ogljiku v jeklu po oksidaciji po Tescheju². Odgorek kroma raste, če raste vsebnost kroma v jeklu in je tem večji, čim manjša je vsebnost ogljika po oksidaciji.



Slika 4
Odvisnost ravnotežja Cr-C od temperature

Fig. 4
Relationship between the Cr-C equilibrium and the temperature

Odvisnost ravnotežja krom — ogljik od temperature je prikazana na sliki 4¹. Iz diagrama vidimo, da se oksidira krom v jeklu z 18 % Cr:

- pri 1700°C pod 0,22 % C
- pri 1800°C pod 0,13 % C
- pri 1900°C še le pod 0,07 % C

Ogljik lahko oksidiramo, ne da bi se oksidiral krom, na tem nižjo vsebnost, čim višja je temperatura jekla.

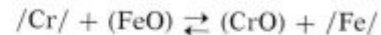
Oglejmo si še odvisnost oksidacije kroma od kemične sestave žlindre. Ločiti moramo kisle in bazične žlindre in upoštevati FeO v teh žlindrah.

Kisle žlindre

Reakcije med krom vsebujočim jeklom z vsebnostjo mangana do 1,4 % pod kislimi žlindrami sta preiskovala že F. Körber in W. Oelsen³ v tem-

perturnem območju od 1600—1640°C. Pod takimi žlindrami je krom v primerjavi z manganom in silicijem slab dezoksidant. Oksidacija mangana pri naraščanju FeO v žlindri je večja kakor oksidacija kroma. Porazdelitveno razmerje za krom med žlindro in kovino (% Cr) : /% Cr/ v odvisnosti od FeO v žlindri ne narašča tako hitro kakor pri manganu. Porazdelitveno razmerje za krom (% Cr) : /% Cr/ in mangan (% Mn) : /% Mn/ med žlindro in kovino se med seboj razlikujeta za faktor 30.

Oksidacija kroma poteka pod kislimi žlindrami pretežno po reakciji

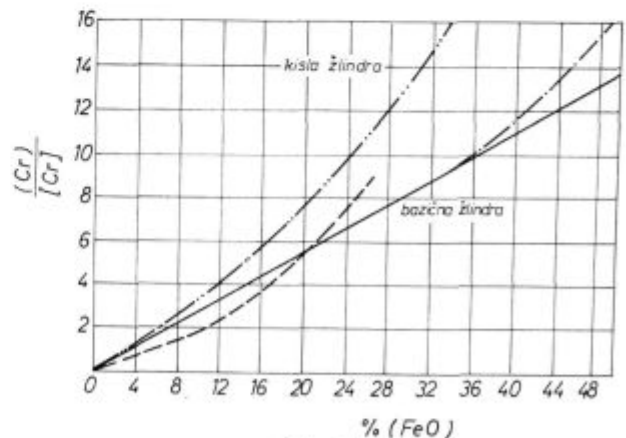


Pri vsebnosti FeO v žlindri do 20 % je stopnja oksidacije oziroma porazdelitveno razmerje (% Cr) : /% Cr/ proporcionalno vsebnosti FeO v žlindri. Pri višji vsebnosti FeO narašča porazdelitveno razmerje hitreje, in sicer od približno 8 pri 20 % FeO na okoli 28 pri 50 % FeO. Ta odvisnost je prikazana v diagramu na sliki 5.

Novejše raziskave Y. Kojima in K. Sano⁴ na krom vsebujočih talinah brez vsebnosti Mn in z majhno vsebnostjo Mn pri istočasnem razogljivenju (C < 1 %) v območju od 1600—1700°C kažejo na podobno odvisnost porazdelitve kroma od vsebnosti FeO v žlindri.

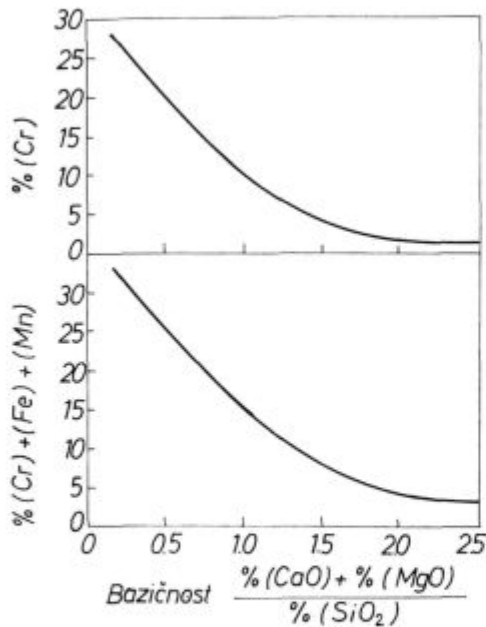
Bazične žlindre

V nasprotju s kislimi žlindrami so krom vsebujoče bazične žlindre že pri razmeroma nizki vsebnosti kroma navadno gosto tekoče, pogosto testaste, zato reakcije le počasi tečejo. Tališče teh žlinder raste z rastočo vsebnostjo kromovega oksida. V območju od 5 do 15 % FeO je vpliv bazičnosti na porazdelitveno razmerje (% Cr) : /% Cr/ majhen, nasprotno temu pa se porazdelitveno razmerje za mangan (% Mn) : /% Mn/ pri prehodu iz kislih v bazične žlindre zmanjša za faktor 6.



Slika 5
Odvisnost porazdelitve kroma med žlindro in jeklom od vseb. FeO v žlindri

Fig. 5
Relationship between the slag/melt chrome distribution and the FeO content in slag



Slika 6

Vpliv bazičnosti žlindre na izgube Fe, Mn in Cr

Fig. 6

Influence of steel basicity on the Fe, Mn, and Cr losses

To pomeni, da je oksidacija Mn pod bazičnimi žlindrami mnogo manjša kakor pod kislimi.

Pri istočasni prisotnosti kroma in mangana v talini se pri oksidaciji oba elementa, odvisno od začetne koncentracije, bolj ali manj oksidirata. Porazdelitveno razmerje med žlindro in talino za mangan in krom znaša pri bazičnih žlindrah 4 do 5,3 v nasprotju z 20 do 30 pod kislimi žlindrami in se torej spremeni za enak faktor kakor porazdelitev mangana pri prehodu iz kisljih v bazične žlindre.

Z naraščajočo bazičnostjo, ki jo izrazimo z razmerjem

$$B = (\% CaO + \% MgO) : (\% SiO_2)$$

pada vsebnost kovin (Fe, Mn, Cr) v žlindri, in sicer od približno 30 na 10 % v območju od $B = 0,4$ in $B = 1,4$. Ta odvisnost je prikazana v diagramu na sliki 6.

Vpliv različne vsebnosti silicija in kroma v talini na vsebnost kovin v reducirani žlindri je po raziskavah D. C. Hiltyja in sodelavcev³ majhen v primerjavi z vplivom stopnje bazičnosti. Naše raziskave pa kažejo na precejšen vpliv vsebnosti silicija v talini, na vsebnost kovin v reducirani žlindri.

Po raziskavah C. W. McCoya in F. C. Langenberga³ pa vsebnost kovin v žlindri pade tudi s padanjem temperature. Ta pa se prav dobro sklada z našimi preiskavami, ko smo analizirali vsebnost kovin v času posnemanja žlindre, ko se le-ta v peči počasi ohlaja.

A. Eggenhofer in sodelavci⁵ so v industrijskih pogojih na 50-tonski peči s postopno redukcijo z

FeSi in vpihovanjem 10 kg Al/t dosegli 6 % Cr_2O_3 v reducirani žlindri, to je 4,1 % Cr, in menijo, da ta vrednost predstavlja v industrijskih pogojih absolutni optimum.

4. INDUSTRIJSKI POSKUSI IZDELAVE AVSTENITNIH IN FERITNIH NERJAVNIH JEKEL

4.1 Program in namen poskusov

Poskuse smo opravljali le v industrijskem obsegu. Glavni del poskusov smo opravili na 8-tonski (peč 18) električni obločni peči, s katero odlijemo 9–10 t jekla. Prednost te peči je v tem, da smo z razmeroma malo vložka dobili večje število šarž, katerih rezultate se da lažje vrednotiti. Tehnologijo smo delno preizkusili tudi na večji 50-tonski peči (peč 10), da bi ugotovili, koliko se rezultati, dobljeni na mali peči, ujema z rezultati na veliki peči.

Glavni namen poizkusov je bil ugotoviti vpliv bazičnosti žlindre na stopnjo redukcije, kakor tudi vpliv različnih reductentov in kombinacije reductentov na stopnjo redukcije in na ekonomičnost raznih načinov redukcije žlindre.

Pri planiranju poskusov smo izhajali iz stališča, da je osnovni reductent za kromove žlindre silicij iz ferokromsilicija in ferosilicija. Temu pa smo potem dodali aluminij, kalcij silicij in kombinacijo aluminija in kalcij silicija.

Plan poskusov je prikazan v tabeli 2.

Tabela 2:

Vrsta reductenta	Teža čistega reductenta v kg na tono tekočega izdelanega jekla
1. FeCrSi	13–15 kg Si/t
FeSi	5–10 kg Si/t
2. FeSi	20–30 kg Si/t
3. FeSi	20–25 kg Si/t
Al	6 kg Al/t
4. FeSi	20 kg Si/t
CaSi	5,4 kg Si/t + 3,0 kg Ca/t
5. FeSi	20 kg Si/t
CaSi	5,4 kg Si/t + 3,0 kg Ca/t
Al	6 kg Al/t

Planirano količino silicija smo v praksi prilagajali dejanskim razmeram pri izdelavi jekla. Tako smo na 8-tonski peči količino silicija za redukcijo lahko držali pri 20 do 25 kg/t, z nekaj izjemami pri 30 kg/t, medtem ko smo na 50-tonski peči morali to količino znižati, ker bi sicer imeli previsok silicij v jeklu. Ugotovili smo, da FeCrSi v nepravilni granulaciji slabo reducira žlindro. Ferokromsilicij je v drobnozrnatem stanju zelo dober reductent. Z njim obenem dobimo krom v ceneni obliki. Prednost pa je tudi v tem,

da daje zelo tekoče žlindre, zaradi česar redukcijske reakcije lahko hitreje potekajo. Zaradi tega smo predvsem na mali peči večino šarž izdelali s ferossilicijem kot reductentom, ker je ta na razpolago v mletem, oziroma drobno zrnatem stanju. Redukcijska sposobnost silicija je omejena, kar je razvidno iz slike 2. Boljša sta aluminij in kalcij. Aluminij smo na 8-tonski peči vpihovali v žlindro v obliki prahu. Tudi kalcijsilicij smo v mletem stanju vpihovali v žlindro. Kot transportni plin smo uporabili argon. Pri kombinirani uporabi aluminija in kalcijsilicija smo aluminij v obliki granul enakomerno raztrosili po že tekoči žlindri in nato vpihali še kalcijsilicij. Z vpihavanjem reductenta smo dosegli intenzivno mešanje žlindre z reductenti tako, da smo ustvarili pogoje za čimboljši potek redukcijskih reakcij. Na veliki peči ta tehnologija ni bila izvedljiva, ker je aparatura za vpihanje dezoksidantov za to velikost peči premajhna.

Bazičnost žlindre smo regulirali z različnimi dodatki apna v času taljenja in za redukcijo žlindre. Regulacija določene bazičnosti je praktično težko izvedljiva, ker nikoli ne vemo, kakšna bo vsebnost SiO₂ in MgO. Dodatek apna smo varirali v času taljenja od 0 do 40 kg/t, v času redukcije pa od 15 do 30 kg/t. Bazičnost redukcijske žlindre smo skušali regulirati v območju od B = 1 do 2.

Vse poskuse smo izvedli v dveh serijah. Prva serija naj bi bila orientacijska. Z analizo talin prve serije naj bi dobili napotke za boljše delo v drugi seriji. V prvi seriji, ki zajema šarže od 180055 do 180084, smo reductente vpihovali še z zrakom, medtem ko smo pri vseh naslednjih šaržah rabili za vpihovanje nevtralni plin (argon).

4.2 Jemanje vzorcev jekla in žlindre

Da bi lahko rezultate naloge normalno vrednotili, je potrebno poznavanje kemične sestave jekla in žlindre v naslednjih fazah izdelave:

1. po raztalitvi vložka
2. po končani oksidaciji
3. po končani redukciji, oziroma v času redukcije in posnemanja žlindre

Nerjavna jekla analiziramo na rentgenskem spektrometru ARL 72000, ki daje takojšen rezultat za vse potrebne elemente, to so:

Si, Mn, P, Cr, Ni, Mo, Nb. Ogljik in žveplo določamo zaradi večje natančnosti še s sežigno metodo. Rezultat je znan po ca. 10 minutah po vzetju vzorca.

Tudi žlindro analiziramo na rentgenskem spektrometru z izjemo kromovega oksida, ki je določen makro kemično. Razen za kemično sestavo smo jemali vzorce tudi za mineraloško sestavo žlindre.

Poseben problem pri jemanju vzorcev žlindre je, kako dobiti reprezentančen vzorec. Žlindre so pogosto nehomogene, še posebno po raztalitvi, ko so temperature nizke, pa tudi po oksidaciji in

redukciji se kemična sestava posameznih vzorcev, ki so vzeti istočasno, med seboj razlikujejo. V nekaterih primerih so bile razlike v kemični sestavi žlindre po raztalitvi in po oksidaciji tolikšne, da izračun na podlagi znanih tež jekla in žlindre in sestave jekla ni bil mogoč.

4.3 Merjenje temperature jekla

Temperatura jekla je za ekonomičnost izdelave nerjavnih jekel zelo pomembna, kakor smo to ugotovili v poglavju 3. Vendar pa so temperature jekla po oksidaciji v območju od 1900 do 1950°, kar pa z običajnim termoelementom (Pt 10 Rh/Pt) ne moremo izmeriti. Nabava posebnih termoelementov za temperature od 1800 do 2000° bi bila predraga, zato smo od te namere odstopili. Temperaturo jekla kontroliramo torej le pred oksidacijo. Pri vsebnosti ogljika okrog 0,20 % naj bo 1600° C. Po hlajenju taline in redukcije žlindre lahko merimo spet, ko pade temperatura jekla pod 1750° C in do odlitja jekla. Regulacija pravilne livne temperature je zelo pomembna in največ meritev naredimo s tem namenom.

4.4 Izdelava poskusnih šarž

Praktične poskuse smo opravljali le v industrijskem merilu na 8- in 50-tonski peči. Glavni del poskusov smo opravili na 8-tonski peči. Vsega smo izdelali 28 različnih šarž po planu, kakor je prikazan v tabeli 4. Na 50-tonski peči pa smo spremljali še 8 šarž, predvsem zaradi kontrole, da bi rezultate iz male peči preverili na veliki peči. Vse poskuse lahko razdelimo na pet poglavij, tako kakor kaže tabela 2.

Kot primer bomo pokazali le dve od petih variant, in sicer:

1. redukcijo kroma iz žlindre s FeCrSi in FeSi, ki predstavlja klasični način redukcije ter
 2. postopno redukcijo kroma iz žlindre s FeSi in zatem z Al + CaSi
1. Primer redukcije žlindre s FeCrSi in FeSi pri talini 180109

Sestava vložka:

staro železo	6500 kg
FeCr aff.	1000 kg
FeCr carb.	500 kg
NiO	700 kg
	<hr/>
	8700 kg
apno	240 kg

Potek izdelave:

ko je raztaljeno

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0,42	0,04	0,14	0,014	0,021	9,55	7,73

I. žlindra

SiO ₂	CaO	MgO	FeO	MnO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
5,5	38,72	6,05	6,00	2,38	16,67	21,55	1,43
Fe	Mn	Cr					
5,66	1,48	11,7					

po oksidaciji

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0,02	—	0,07	0,012	0,026	6,1	8,78

II. žlindra

SiO ₂	CaO	MgO	FeO	MnO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
4,7	10,6	4,02	10,0	2,7	52,41	8,40	0,94
Fe	Mn	Cr					
8,43	2,09	35,9					

Redukcija žlindre in taline

40 kg Al	100 kg FeSi 95 %
300 kg SiCr	300 kg CaO
1200 kg FeCr suraff. 70 %	40 kg CaF ₂
100 kg FeMn 80 %	90 kg FeSi 95 % pihan

III. žlindra

SiO ₂	CaO	MgO	FeO	MnO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
30,6	24,4	7,08	4,14	4,22	20,25	7,15	0,48
Fe	Mn	Cr					
3,55	3,27	13,87					

Dodatki na golo talino (po posnetju žlindre)

15 kg Al	150 kg CaO						
150 kg Ni	30 kg CaF ₂						
50 kg FeMn 80 %							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
0,05	0,18	0,86	0,016	0,017	16,88	8,71	0,028

legiranje	460 kg FeCr suraff.
	260 kg Ni
	86 kg FeMn aff.
	5 kg Al

prebod: v ponev	6 kg Al
	57 kg FeSi 95 %
	2 kg FeB

končna sestava:

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
0,07	0,63	1,39	0,015	0,015	18,49	10,44	0,063

teža jekla v ponvi	10.000 kg
vložek in dodatki	11.051 kg

teža žlindre po raztalitvi:

$$\frac{240}{38,7} \cdot 100 = 620 \text{ kg}$$

V žlindri je Cr = 72 kg, Mn = 12 kg, Fe = 36 kg

Bilanca kroma:

Cr v vložku	882 kg
Cr iz FeCr	1150 kg
Cr iz FeCrSi	100 kg
skupno	2132 kg
Cr v tek. jeklu	1849 kg
izguba Cr	283 kg = 13,3 %

Bilanca mangana:

Mn v vložku	24 kg
Mn iz FeMn	188 kg
skupno	212 kg
Mn v tekočem jek.	139 kg
izguba Mn	73 kg = 34 %

Teža žlindre po redukciji:

$$\frac{470}{24,4} \cdot 100 = 1900 \text{ kg}$$

V žlindri je Cr = 270 kg = 12,7 %

Mn = 63 kg = 30 %

Izračun izgube kroma in mangana iz materialne bilance in iz teže žlindre se dovolj dobro ujemata.

Primer postopne redukcije žlindre s FeSi in zatem z Al + CaSi na talini 100166 jekla Č 4582

Vložek

staro železo	6500 kg
FeCr aff	1000 kg
FeCr carb	500 kg
NiO	750 kg
	8750 kg
apno	200 kg

Potek izdelave:

ko je raztaljeno

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0,36	0,32	0,23	0,007	0,023	12,54	6,59

I. žlindra

SiO ₂	CaO	MgO	FeO	MnO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
20,29	16,48	3,86	8,58	4,7	35,25	6,26	0,64
Fe	Mn	Cr					
7,10	3,6	24,1					

po oksidaciji

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0,02	—	0,08	0,008	0,018	6,36	6,92

II. žlindra

SiO ₂	CaO	MtO	FeO	MnO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
5,68	19,6	2,46	10,0	2,17	52,73	1,32	1,13

Redukcija žlindre in taline z FeSi

40 kg Al	300 kg CaO
1150 kg FeCr suraff	40 kg CaF ₂
150 kg FeMn	100 kg FeSi 90 %
100 kg FeSi 90 %	

ko je žlindra tekoča, vzeti vzorec

III. žlindra

SiO ₂	CaO	MgO	FeO	MnO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
28,0	33,37	5,32	2,43	5,88	14,74	7,39	0,33

na tekočo žlindro je nametano 60 kg Al granul in vpihano 90 kg CaSi pihan

Vzorci žlindre so vzeti takoj za tem, po 10-minutni redukciji, to je na začetku posnemanja, med posnemanjem in na koncu posnemanja žlindre, obakrat v presledkih po 5 minut.

SiO ₂	CaO	MgO	FeO	MnO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	Fe	Mn	Cr
28,75	32,02	5,98	1,07	5,02	11,32	13,45	0,49	1,7	3,89	7,75
31,66	32,93	7,5	1,00	4,66	6,08	14,23	0,16	0,89	3,61	4,16
32,23	32,00	9,03	1,00	4,52	5,05	14,00	0,31	1,00	3,5	3,46
34,06	30,6	0,4	0,93	4,74	4,00	13,37	0,24	0,89	3,6	2,74

Dodatki na golo talino

14 kg Al		150 kg CaO					
300 kg Ni		30 kg CaF ₂					
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
0,09	0,76	0,99	0,014	0,017	15,69	8,71	0,037

legiranje

40 kg FeMn aff	33 kg Ni
500 kg FeCr suraff	70 kg FeNb

prebod

v ponev:	2 kg FeB
	1,5 kg Al

Končna sestava:

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	Al
0,08	0,72	1,25	0,016	0,006	17,42	8,54	0,57	0,024

Teža jekla v ponvi	9900 kg
vložek + dodatki	11370 kg

Izračun na podlagi teže žlindre po redukciji nam pove, da je v žlindri

$$\text{teža žl.} = \frac{500}{32} \cdot 100 = 1560 \text{ kg} \quad \text{Mn} = 54 \text{ kg} = 27 \% \\ \text{Cr} = 53 \text{ kg} = 2,4 \%$$

Procent pomeni delež kroma in mangana v žlindri od skupno dovedenega kroma in mangana v talino.

5. METALURŠKI REZULTATI

5.1 Povprečna vsebnost FeO, MnO in Cr₂O₃ v žlindri po oksidaciji in izračun potrebne količine Si za redukcijo

Za porabo silicija kot osnovnega reducenta je potrebno poznavanje povprečne sestave in količine žlindre po oksidaciji. Za 24 šarž peči št. 18 (8 t) z največ 0,03 % C po oksidaciji in 10 šarž peči 10 (50 t) smo izračunali povprečno vsebnost oksidov FeO MnO in Cr₂O₃, ki jih navajamo v tabeli 3.

Tabela 3

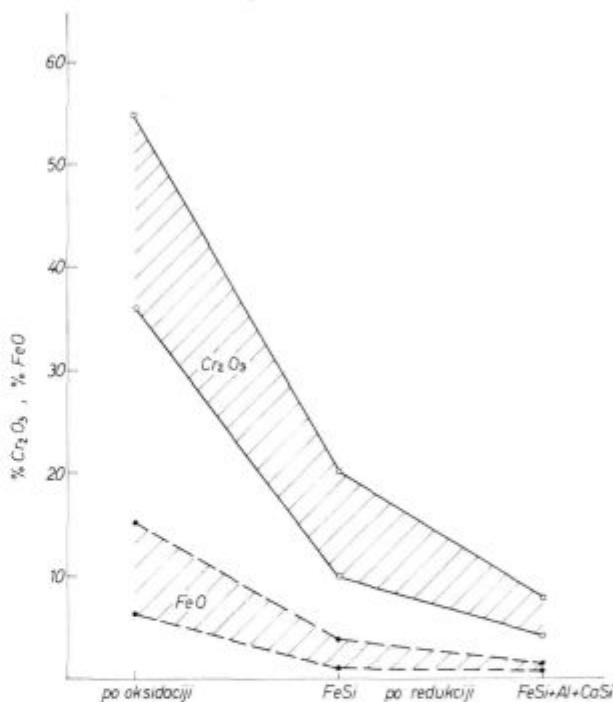
peč	%	FeO	% MnO	% Cr ₂ O ₃	% C po oksid.
18	\bar{X}	9,6	5,6	43,9	0,025
	S	2,37	3,44	9,97	0,0064
	n	24	24	24	24
10	\bar{X}	9,15	6,93	35,5	0,0265
	S	2,4	1,88	8,9	0,0045
	n	10	10	10	10

Povprečna vrednost Cr₂O₃ po oksidaciji pri približno enaki vsebnosti ogljika je na mali peči precej večja kakor na veliki. Vsebnost FeO in MnO je v povprečju približno enaka.

Redukcija s silicijem teče po naslednjih enačbah

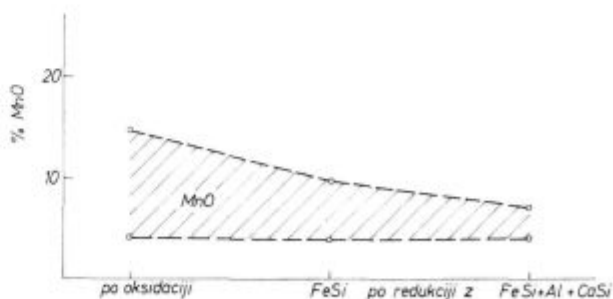


S preprostim stehiometrijskim izračunom smo na primerih dveh šarž izračunali potrebno količino silicija s predpostavko, da se reducirata Cr₂O₃ in FeO v celoti, MnO pa 60 %.



Slika 7 a
Prikaz gibanja oksidov Cr, Fe in Mn po oksidaciji in po redukciji s FeSi in FeSi + Al + CaSi

Fig. 7a
Variation of Cr, Fe, and Mn oxide contents after oxidation, and reduction with FeSi and FeSi + Al + CaSi



Slika 7 b
Prikaz gibanja oksidov Cr, Fe in Mn po oksidaciji in po redukciji s FeSi in FeSi + CaSi

Fig. 7b
Variation of Cr, Fe, and Mn oxide contents after oxidation, and reduction with FeSi and FeSi + CaSi

Primer šarže 18 0132 (10 t):

apno v vložku 250 kg
teža žlindre po oksidaciji 1570 kg pri 12,76 % CaO

Sestava žlindre (%)	Teža oksidov (kg)	Poraba Si (kg)
FeO — 9,15	143	28
MnO — 4,53	70	80
Cr ₂ O ₃ — 51,36	800	220

Če dodamo še Si v talini	320 kg Si 50 kg Si
Skupna poraba silicija	370 kg

Dejanski dodatek silicija je znašal 252 kg ali 25 kg/t plus 30 kg kalcija iz 90 kg CaSi.

Primer šarže 10 7289 (50 t):

apno v vložku 1000 kg
teža žlindre po oksidaciji 5400 kg pri 18,39 % CaO

Sestava žlindre (%)	Teža oksidov kg	Poraba Si kg
FeO — 7,5	400	77
MnO — 5,35	290	35
Cr ₂ O ₃ — 42,0	2260	620
		732 kg

Če dodamo še silicij v talini	206 kg
skupna poraba silicija	938 kg

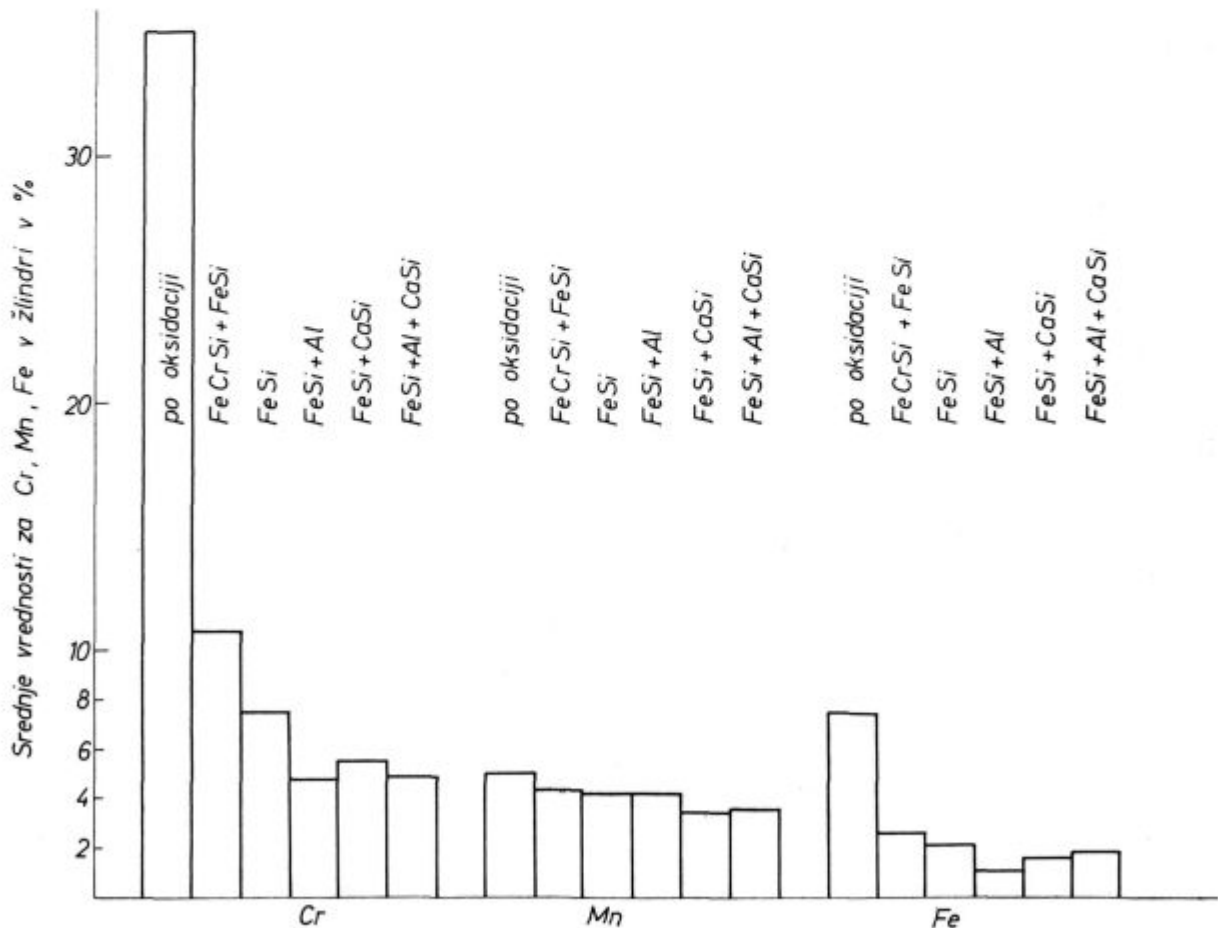
Dejanski dodatek silicija je znašal 900 kg ali 18,8 kg/t tekočega jekla v ponvi.

5.2.6 Grafični prikaz gibanja oksidov železa, mangana in kroma in samih kovin v žlindri po oksidaciji in redukciji z različnimi reducenti

V slikah 7 a in 7 b prikazujemo območje vsebnosti oksidov kroma, železa in mangana po oksidaciji in po postopni redukciji najprej s ferosilicijem in nato z aluminijem in kalcijem, pri čemer smo vpihovali kalcijem.

Na sliki 8 pa so predstavljene povprečne dosežene vrednosti kroma, mangana in železa v žlindri po oksidaciji in redukciji z različnimi reducenti.

Iz prikazanega vidimo, da smo največjo stopnjo redukcije, ali z drugimi besedami, najmanjšo vsebnost kovin v žlindri dosegli s postopno redukcijo najprej s ferosilicijem in nato z vpihovanjem aluminija v prahu z inertnim plinom v

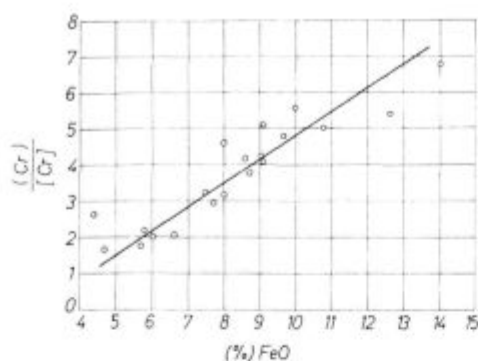


Slika 8

Povprečne dosežene vrednosti za Cr, Mn in Fe v žlindri po oksidaciji in redukciji z različnimi reducenti

Fig. 8

Average achieved values of Cr, Mn, and Fe in slag after oxidation, and reduction with various reducing agents



Slika 9

Porazdelitev Cr med žlindro in jeklom v odvisnosti od FeO v žlindri po oksidaciji

Fig. 9

Distribution of chromium between slag and steel depending on FeO in slag after oxidation

žlindro. Stopnja redukcije z vpihovanjem kalcij-silicija je slabša. Z uporabo aluminija in kalcij-silicija nismo dosegli izboljšanja v primerjavi z vpihovanjem samega aluminija.

5.3 Vrednotenje rezultatov redukcije oksidne kromove žlindre

Rezultate vseh šarž, izdelanih na peči 18, smo vrednotili glede na različne vplive, kakor bazičnost žlindre, procent silicija v talini po redukciji in FeO v žlindri po oksidaciji. Vse krivulje ali preme v diagramih so izračunane iz podatkov s polinomno, oziroma multiplo linearno regresijo.

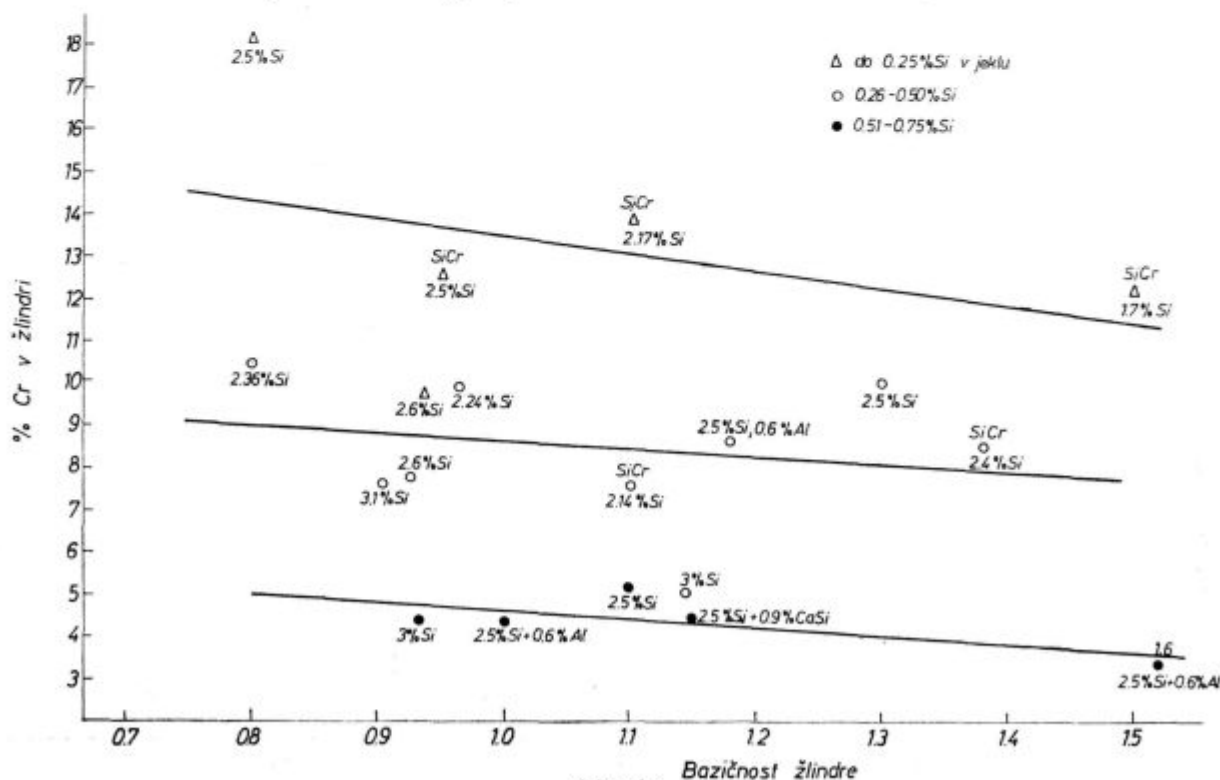
5.3.1 Porazdelitev kroma med žlindro in jeklom v odvisnosti od FeO v žlindri po oksidaciji

Ta odvisnost je prikazana na sliki 9. Naši rezultati se skladajo z ugotovitvami tujih avtorjev (glej sliko 5 Körber, Oelsen) in kažejo, da je porazdelitev kroma med žlindro in jeklom premo sorazmerna vsebnosti FeO v žlindri. Zaključek je jasen. Delati je treba tako, da bo čim manj oksidov prišlo v vložek. To pomeni: nobene železove rude v vložek in čim manj oksidiranih železnih odpadkov. Pri talinah, ki smo jih kontrolirali, je bilo na peči 18 v povprečju 9,7 % Fe, na peči 10 pa 10,7 % FeO. Glede na to, da je na peči 10 količina slabšega starega železa večja, je večja vsebnost FeO v žlindri po oksidaciji razumljiva.

5.3.2 Odvisnost med vsebnostjo kroma v reducirani žlindri in bazičnostjo

Bazičnost žlindre ima nedvoumno močan vpliv na vsebnost kovinskih oksidov, oziroma kovin (Cr, Mn, Fe), kakor je to razvidno iz slike 6.

Če pa upoštevamo še vsebnost silicija v jeklu po redukciji, potem vidimo, da je odvisnost vsebnosti kroma od bazičnosti mnogo manjša. Jasno pa se še iz te slike vidi močan vpliv vsebnosti silicija v jeklu na stopnjo redukcije kroma. Iz znanih podatkov smo z multiplo linearno regresijo dobili premo sorazmerno odvisnost kroma v žlindri od bazičnosti, kakor kaže slika 10. Šte-

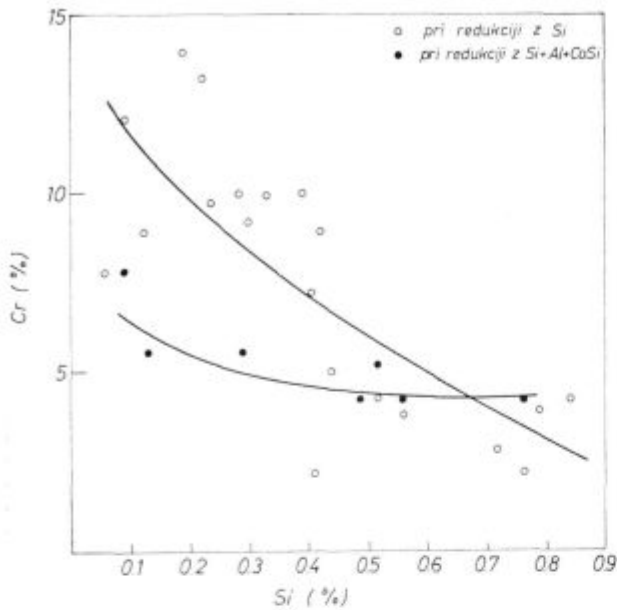


Slika 10

Odvisnost vsebnosti Cr v žlindri od bazičnosti žlindre pri različni vsebnosti Si v jeklu po redukciji

Fig. 10

Relationship between the Cr content in slag and the slag basicity at various Si contents in steel after the reduction



Slika 11

Vpliv Si v jeklu po redukciji na vsebnost Cr v žlindri pri redukciji s FeSi in pri postopni redukciji s FeSi in Al in CaSi

Fig. 11

Influence of Si in steel after the reduction on the Cr content in slag reduced with FeSi, and gradually reduced with FeSi and Al and CaSi

vilke ob oznakah v diagramu povedo, koliko procentov silicija glede na težo odlitega jekla smo dali v peč za redukcijo.

5.3.3 Vpliv silicija v jeklu na stopnjo redukcije kroma iz žlindre

Vpliv silicija v jeklu po redukciji na vsebnost kroma v žlindri kažeta sliki 10 in 11. Vidimo, da je vpliv silicija na stopnjo redukcije zares velik. Iz slike 11 tudi vidimo kakšen je vpliv močnejših desoksidantov kakor sta Al in CaSi na stopnjo redukcije kroma iz žlindre. Sledi, da bi morali pri jeklih, kjer visoka vsebnost silicija ni zaželena, izboljšati redukcijo z uporabo močnejših desoksidantov, predvsem aluminija.

6. MINERALOŠKI REZULTATI

6.1 Mineralna sestava žlinder

Kot primer navajamo sestavo žlinder pri šarži 180134

Žlindra po raztalitvi.

Po raztalitvi je med drugim v žlindri

47,55 % CaO
21,70 % Al₂O₃
12,55/Cr₂O₃
5,3 % SiO₂

Žlindra je zelo bazična in če vrišemo njeno sestavo v trokomponentni sistem CaO-SiO₂-FeO, je v področju CaO. Toda žlindra vsebuje veliko Al₂O₃, zato pride v poštev diagram CaO-SiO₂-Al₂O₃. Na

sliki 13 je mikroposnetek strjene žlindre po raztalitvi. Lamelarna faza je kalcijev kromit CaO·Cr₂O₃, v levem spodnjem kotu je kromit s sestavo (Fe, Mn, Mg) O·Cr₂O₃. Ker je ta kristal kubičen, ga je lahko spoznati na sliki 12. Osnova žlindre pa je sestavljena iz tri in dikalcijevega silikata ter kalcijevega aluminata. Ti kristali so zelo majhni in napolnjujejo prostor med kalcijevim kromitom in kromitom. Sestava žlindre, oziroma razdelitev posameznih elementov je na sliki 13. Na tej sliki je analizirano mesto z mikroposnetka na sliki 12.

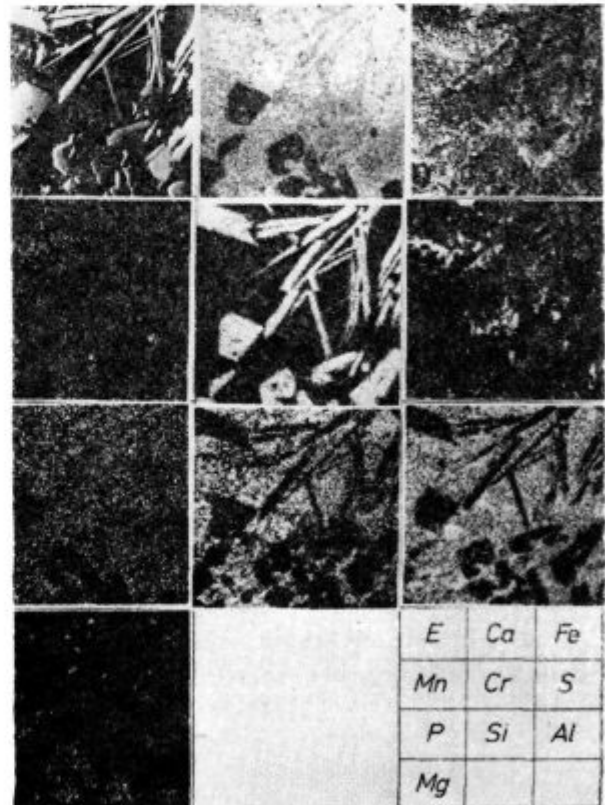


Slika 12

Mikroposnetek žlindre po raztalitvi

Fig. 12

Micropicture of slag after melting

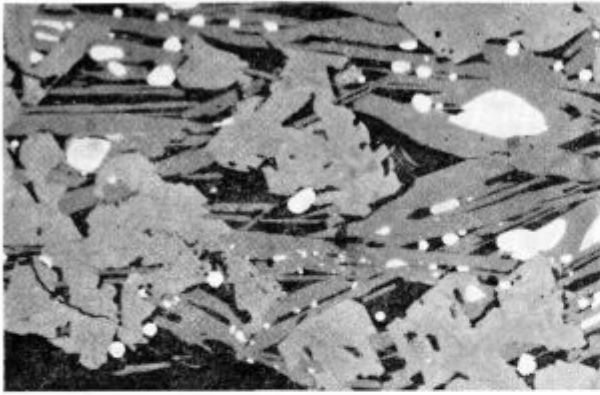


Slika 13

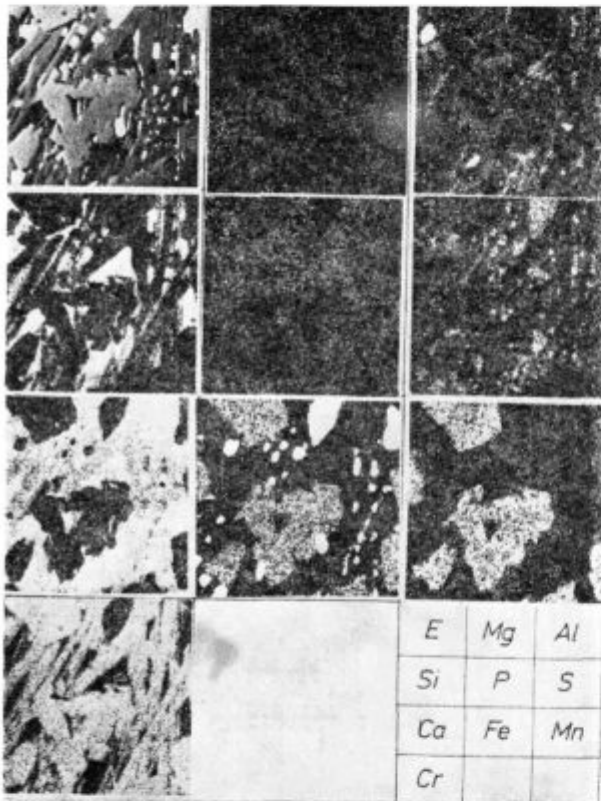
E slike in X posnetki žlindre po raztalitvi

Fig. 13

Electron and X-ray pictures of slag after melting



Slika 14
Mikroposnetek žlindre po oksidaciji
Fig. 14
Micropicture of slag after oxidation



Slika 15
E slike in X posnetki žlindre po oksidaciji
Fig. 15
Electron and X-ray pictures of slag after oxidation

Lamele in kubični kristali z ostrimi robovi vsebujejo Cr. Toda pri posnetku za Ca je videti, da je ta tudi v lamelarni fazi, ni ga pa v kubični, ki vsebuje Fe, Mn in Mg.

Žlindra po oksidaciji

Po končani oksidaciji naraste Cr_2O_3 v žlindri na 53,61 %. Prav tako je povečana količina železa v dvo in trovalentni obliki. Glede na oksidacijo Cr je, če izračunamo v procentih, manj CaO in Al_2O_3 ,

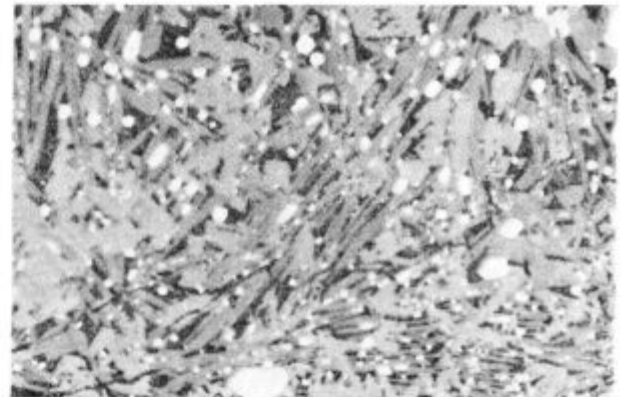
saj je v žlindri 11,82 % CaO in 2,40 % Al_2O_3 . Po oksidaciji je povečana vsebnost MnO in MgO, ki pride iz obzidave. Na sliki 14 je mikroposnetek strjene žlindre, vzete iz peči po oksidaciji.

Glavni sestavini te žlindre sta kalcijev kromit, ki je v obliki lamel, in kromit. Med temi kristali je dikalcijev silikat in kapljice železa (belo). Kalcijev kromit je sestavljen samo iz CaO in Cr_2O_3 , kromit pa je zmesni kristal s sestavo (FeO, MnO, MgO). Cr_2O_3 . Razdelitev elementov po posameznih fazah je na sliki 15. Na sliki 14 je na desni strani mesto, ki smo ga preiskali z elektronskim mikroanalizatorjem.

Ob robu kokile, v katero smo vlili žlindro, so kristali mnogo manjši kot pa v sredini, kjer je znatno počasnejše ohlajevanje (slika 16).

Žlindra po redukciji

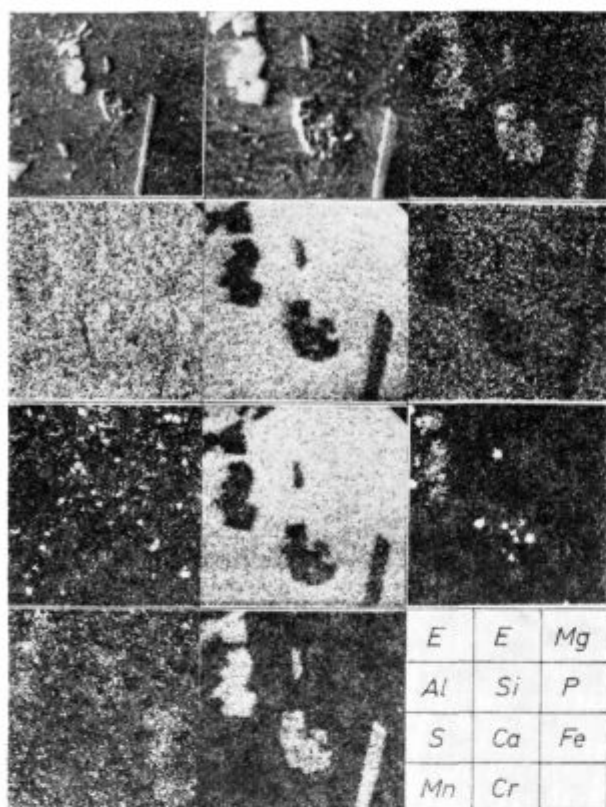
Na sliki 17 je mikroposnetek žlindre po fazi redukcije, ko smo reducirali kromov oksid v žlindri. Žlindra je hitro ohlajena v železni kokili. Osnova je sestavljena iz oksidov CaO, SiO_2 in Al_2O_3 . Zaradi hitrega ohlajanja žlindre so kristali zelo fini in je težko točno določiti njihovo sestavo, ki je v glavnem dikalcijev silikat in gehlenit. Večji kri-



Slika 16
Mikroposnetek hitro ohlajene žlindre po oksidaciji
Fig. 16
Micropicture of quenched slag after oxidation



Slika 17
Mikroposnetek žlindre po redukciji
Fig. 17
Micropicture of slag after reduction



Slika 18

E slike in X posnetki žlindre po redukciji

Fig. 18

Electron and X-ray pictures of slag after reduction

stali so kromit. V žlindri po redukciji so zmesni kristali, ki vsebujejo Cr_2O_3 . Iz slike 18 je videti, da po redukciji žlindre tudi v lamelarnih kristalih ni več CaO . Oba tipa kristalov, ki vsebujeta Cr_2O_3 , vsebujeta več dvovalentnih oksidov. Ti kristali so špincelnega tipa. Po redukciji imamo dva tipa kristalov; lamelarni vsebujejo FeO , drugi pa ne. V obeh primerih pa kaže, da je v njihovi zgradbi tudi Al_2O_3 . Formula lamelarnih kristalov, ki je napisana na osnovi slike 18, je $(\text{Mn}, \text{Mg})\text{O} \cdot (\text{Cr}_4\text{Al})\text{O}_3$, drugih pa $(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Mg})\text{O} \cdot (\text{Cr}_2\text{Al}_2)\text{O}_3$.

Na sliki 19 je analizirano mesto žlindre pred lamelarnim kromitom na mikroposnetku sl. 17. V žlindri so zelo drobni kubični kristali, kot smo jih navedli pri opisu kristalov na sliki 18. X posnetek na sliki 19 za Cr je glede na ostale posnetke obrnjen za 180° . Najmočnejši posnetek bi moral biti v levem spodnjem kotu, kot je na E sliki videti kubične kristale.

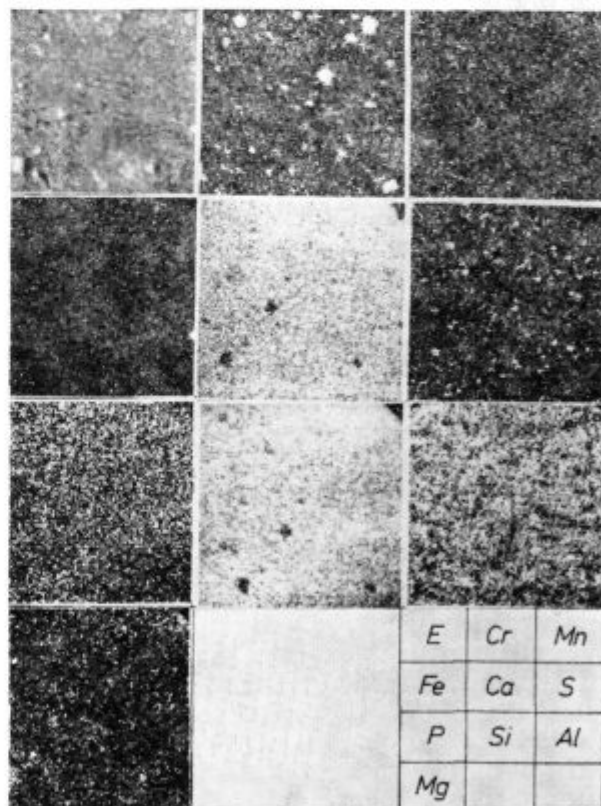
6.2 Splošna ocena mineraloških rezultatov

V žlindrah smo našli Cr_2O_3 vezan v dveh oblikah, kot kromit $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ in kot kalcijev kromit $\text{CaO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$. Kromit ni čist, temveč vsebuje še dvo in včasih trovalentne okside MnO , MgO , Al_2O_3 . V odvisnosti od ostalih primesi je v žlindrah še vüstit, kalcijev ferit in di in trikalcijev silikat. Ta dva sta v žlindrah ob raztalitvi in po oksida-

ciji v zelo majhnih kristalih med kromitom in kalcijevim kromitom. Kalcijev kromit je v večini primerov obdan z dikalcijevim silikatom in kalcijevim feritom. Trikalcijevega silikata je v splošnem v žlindrah zelo malo. V večini primerov je v žlindrah gehlenit — $2 \text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, ki vsebuje precej Al_2O_3 .

Ceprav je struktura žlinder narejena v strnjem stanju in so pri ohlajanju nastale določene spremembe, je vseeno možno sklepati iz strukture in kristalizacijske poti o dogajanju v staljenem stanju. V veliko primerih je v tekoči žlindri kromit v trdni obliki in močno povečuje viskoznost žlindre.

Za proizvodnjo nerjavnih jekel pa je značilno, da smo v vseh preiskovanih primerih, kjer smo dosegli visoke izkoristke kroma po redukciji, imeli v žlindri ob raztalitvi in oksidaciji ob kromitu še veliko kalcijevega kromita. Kalcijev kromit je nastajal v bazičnih žlindrah. Pri žlindrah z nižjim izkoristkom kroma po redukciji je bilo zelo malo kalcijevega kromita, v večini je bil krom vezan na kalcijev kromit. Prav tako v žlindrah po redukciji skoraj ni bilo najti kalcijevega kromita, temveč je krom v žlindri vezan na kromit, ki nastaja kot zmesni kristal. Uporabljeni reducenti so praktično kvantitativno reducirali kalcijev kromit.



Slika 19

E slike in X posnetki žlindre po redukciji

Fig. 19

Electron and X-ray pictures of slag after reduction

7. EKONOMSKA UPRAVIČENOST REDUKCIJE ŽLINDRE Z MOČNIMI REDUCENTI

Stroški izdelave nerjavnih jekel po klasičnem postopku so visoki predvsem zato, ker jih delamo iz dragih surovin. Razen tega pri tem postopku izdelave nerjavnih jekel izgubimo z žlindro večje količine kroma in tudi mangana, ki jih moramo vnesti v jeklo v obliki najdražjih surovin, in sicer kot FeCr suraffine in FeMn suraffine ali Mn metal.

Postopek moramo zato voditi tako, da dosežemo čimboljši izkoristek kroma in mangana, da ju torej čimbolje reduciramo iz žlindre nazaj v jeklo.

Ekonomičnost redukcije lahko zelo preprosto izračunamo. Stroški za redukcijo lahko naraščajo toliko časa, dokler le-ti ne dosežejo vrednosti dobljenega kroma in mangana. Železo, ki se praktično popolno reducira, pri izračunu zanemarimo, zato ga že pri izgubi z žlindro nismo več upoštevali.

Izračun temelji na veliki razliki v cenah surovin kroma, mangana in reductentov in na prihranku teh kovin, ki jih dosežemo pri postopni redukciji z močnimi reductenti, kakor aluminij, kalcij-silicij in kombinacija obeh. Za naš izračun bomo vzeli le redukcijo z aluminijem in kalcij-silicijem. Kombinacijo obeh bomo izpustili, ker ni dala boljših rezultatov in ker je več kot dvakrat dražja.

V tabeli 4 navajamo absolutno izgubo kroma in mangana pri povprečni teži odlitega jekla 10.000 kg (teža bloka 9200 kg) in povprečni teži reducirane žlindre 2000 kg pri uporabi različnih reductentov.

Prihranek pri kovini smo izračunali iz razlike v izgubi kroma in mangana med standardno redukcijo z FeCrSi, oziroma FeSi, in postopno redukcijo z FeSi + Al, oziroma FeSi + CaSi. Ekonomski učinek pa je zmanjšan za stroške redukcije, za porabljeni višek ferosilicija, za aluminij v prahu in mleti kalcij-silicij.

Rezultati so prikazani v tabeli 5.

Izračun je narejen na podlagi cen, ki so veljale na dan 1.12.1978.

Iz tabele 4 vidimo, da bo izguba najmanjša pri postopni redukciji s ferosilicijem in aluminijem.

Iz tabele 5 pa je razvidna ekonomičnost postopne redukcije z aluminijem in kalcij-silicijem v primerjavi s standardno redukcijo s ferokromsilicijem in samim silicijem. Najbolj ekonomična je postopna redukcija z aluminijem. Ekonomičnost redukcije s kalcij-silicijem, če jo primerjamo z redukcijo s samim ferosilicijem, je komaj upravičena, saj so stroški redukcije skoraj enaki prihranku pri kovinah. Razen tega je kalcij-silicij uvozna surovina.

Tabela 4: Absolutna izguba Cr in Mn v %, kg in v dinarjih pri eni talini

kovina	FeCrSi			FeSi			FeSi + Al			FeSi + CaSi		
	%	kg	din	%	kg	din	%	kg	din	%	kg	din
Cr	10,9	218	9156	7,5	151	6342	3,54	71	2982	5,54	110	4620
Mn	4,32	86	2288	4,13	83	2208	2,36	47	1250	3,56	71	1889
skupaj din			11444			8550			4232			6509
din/t			1144			855			423			650

Cena kroma iz FeCr suraff. 70,003 % C = 42000 din/t

Cena mangana iz FeMn suraff. = 26600 din/t

Tabela 5: Prihranek kovine v kg, oz. v dinarjih

	Postopna red. z CaSi				Postopna red. z Al			
	FeCrSi		FeSi		FeCrSi		FeSi	
	kg	din	kg	din	kg	din	kg	din
Cr	147	6174	80	3360	108	4536	41	1722
Mn	39	1037	36	958	15	399	12	319
skupaj din		7211		4318		4935		2041
stroški red.	din	1162		1162		2017		2017
čisti prihr.	din	6049		3156		2918		24
čisti prihr.	din/t	600		310		290		2

Cena aluminija v prahu 16500 din/t

Cena mletega CaSi 20500 din/t

Cena FeSi 96 % 21500 din/t

8. ZAKLJUČKI IN OCENA

Namen naloge in poskusov je bil dobiti za nerjavna jekla z maksimalno 0,07 % C takšen način redukcije žlindre, ki bo imel najmanjšo možno izgubo kroma in mangana. Namen je bil tudi ugotoviti vpliv stopnje bazičnosti žlindre in silicija v jeklu na stopnjo redukcije. Namen je bil v celoti dosežen.

Rezultati kažejo, da dosegamo v žlindri po redukciji:

- s FeCrSi (silikokromom) okrog 10 % Cr
- s samim FeSi okrog 7,5 % Cr

Dobre rezultate pa smo dosegli s postopno redukcijo, to je najprej s FeSi in nato z aluminijem ali kalcij-silicijem, in sicer:

- z aluminijem povprečno 3,5 % Cr
- s kalcij-silicijem povprečno 5,54 % Cr
- z aluminijem in kalcij-silicijem 4,9 % Cr

Rezultati, doseženi z redukcijo z aluminijem, so nadpovprečno dobri, saj je po literaturnih podatkih⁵ 6 % Cr₂O₃ (4,1 % Cr) v industrijskih pogojih že najnižja dosegljiva vsebnost kroma v žlindri.

Izgube kroma z žlindro so temu primerno majhne, oziroma je izkoristek visok in znaša pri redukciji z aluminijem 96,7 % za krom in 77,4 % za mangan. Prihranek znaša pri postopni redukciji z aluminijem v primerjavi s standardno redukcijo 600, oziroma 310 din/t jekla.

Vpliv bazičnosti žlindre in vsebnosti silicija na izkoristek kroma je očiten. Najboljše rezultate smo dosegli pri visoki bazičnosti žlindre. Vendar pa je doseganje visoke bazičnosti zelo težko in ima v praksi svoje meje. B = 2 je zgornja, a že težko dosegljiva meja.

Dobre rezultate pa je mogoče dosegati tudi pri nižji bazičnosti, od 1 do 1,5, če je vsebnost silicija v jeklu nad 0,5 %.

Pri nizki vsebnosti silicija v jeklu pa se da dosegati dober izkoristek kroma prav s postopno redukcijo z aluminijem.

Že v času izvajanja te naloge smo na podlagi prvih rezultatov izboljšali bazičnost in stopnjo redukcije z večjim dodatkom silicija tudi na 50-tonski peči tako, da so pri preiskanih talinah znašale izgube kroma z žlindro povprečno pri eni talini le 640 kg ali 6 % od celotnega z vložkom in dodatki vnesenega kroma, kar je zelo lep uspeh.

Rezultati tudi kažejo, da je dodatek apna v času taljenja lahko razmeroma majhen, 15 do 20 kg/t vložka, saj je žlindra v času taljenja razmeroma visoke bazičnosti. Dodatek apna za redukcijo pa mora znašati 25 do 30 kg/t vložka.

FeCrSi (silikokrom) naj bo drobno zrnat, da prehitro ne potone v jeklo in učinkuje v žlindri. Za samo redukcijo žlindre je boljši mleti fer-silicij, ki daje najboljši rezultat.

Količina dodanega silicija (iz FeCrSi in FeSi) je odvisna od sestave žlindre, oziroma od vsebnosti ogljika po oksidaciji.

Jekla, ki jih obravnavamo v tem delu, moramo oksidirati na 0,02 do 0,03 % C. Dodatek silicija pri teh pogojih naj znaša na 8-tonski peči ca. 25 kg/t odlitega jekla, na 50-tonski peči pa 17 do 19 kg/t odlitega jekla.

Literatura

1. H. Knüppel: Desoxydation und Vakuumbehandlung von Stahlschmelzen Band I, Verlag Stahleisen M. B. H. Düsseldorf 1970
2. K. Tesche: Arch. Eisenhüttenwes. 32 (1961), str. 437—450
3. W. Biesterfeld: DEW — Technische Berichte 1 (1969), str. 16—48
4. Y. Kojima, K. Sano: Tetsutto-Hagane 5/1 (1965), str. 11—19
5. A. Eggenhofer, G. Kaiser: Bauer BHM 117 (1972), st. 11, str. 359—370

ZUSAMMENFASSUNG

Bei der Erzeugung von nichtrostenden Stählen nach dem klassischen Verfahren im Lichtbogenofen kommt dringend zu einem grösseren Abbrand von Chrom und anderer Legierungselemente. Der Verlust von Chrom als den teuersten Legierungselement verursacht eine starke Vergrößerung der Erzeugungskosten. Heutzutage wird der grösste Teil der nichtrostenden Stähle in AOD Konvertern und anderen Vakuumfrischanlagen erzeugt, womit erstens ein grösserer Anteil von billigeren hochkohlenstoffhaltigen Chromlegierungen angewendet werden kann, und zweitens, es wird ein etwa 98 prozentiges Ausbringen von Chrom erzielt. Im Hüttenwerk Jesenice werden nichtrostende Stähle noch weiters nach dem klassischen Verfahren hergestellt, deswegen war es zweckmässig umfangreiche Versuche durchzuführen wie bei der Erzeugung von nichtrostenden Stählen die Reduktion der an Chrom, Mangan und Eisenreichen Schlacken zu verbessern, um das Ausbringen dieser Metalle zu steigern.

Die Versuche sind im Industrieausmass durchgeführt worden. Der Hauptzweck der Versuch war den Einfluss der Schlackenbasizität, verschiedener Reduktionsmittel und Reduktionsmittelkombinationen auf den Reduktions-

grad und die Wirtschaftlichkeit verschiedener Reduktionsarten der Schlacke festzustellen.

Der Grundreduzent bei den Versuchen war Silizium aus Ferrochromsilizium und Ferrosilizium. Dem haben wir Aluminium, Calciumsilizium und eine Kombination von Al und CaSi zugegeben.

Die Ergebnisse zeigten, dass nach der Reduktion der Schlacke mit FeCrSi rund 10% Cr und mit dem FeSi allein rund 7,5% Cr in der Schlacke verbleiben.

Die besten Ergebnisse sind mit einer stufenweisen Reduktion, das heisst zuerst mit FeSi und nach der Verflüssigung der Schlacke mit Aluminium erzielt worden. Der durchschnittliche Chromgehalt in der Schlacke betrug bei dieser Reduktionsart nur 3,5%. Aluminium ist in pulveriger Form in die Schlacke mit Inertgas eingeblasen worden.

Der Einfluss der Schlackenbasizität und des Siliziumgehaltes im Stahl auf das Chromausbringen ist offensichtlich. Die besten Ergebnisse sind bei hoher Basizität um $B = 2$ erzielt worden. Ein hoher Reduktionsgrad ist aber auch bei niedriger Basizität von 1 bis 1,5 zu erreichen, wenn der Si Gehalt im Stahl über 0,5% liegt.

SUMMARY

In manufacturing stainless steel by the normal process in an electric arc furnace, the higher loss of chromium and other alloying elements is unavoidable. Chromium loss highly increases the production costs since this element is the most expensive alloying additive. Most of stainless steel is today produced in AOD converters and other vacuum equipments which enables utilization of cheaper high-carbon ferroalloys and the achieved chrome yield is about 98%. Stainless steel in Jesenice Ironworks will be manufactured by the normal process still for some years, therefore it was necessary to do extensive tests to improve the stainless steel production process by the reduction of refining slag rich in chromium, manganese and iron or to increase the yield of these elements in some other way.

Test were made in industrial scale. The main intention was to determine the influence of slag basicity on the reduction extent, and the influence of various reducing agents and their combinations on the reduction process.

The profitableness of various reduction procedures of slag was analyzed.

Starting point of investigations was the fact that the basic reducing agent for chrome slags is silicon from the ferrochrome-silicon or ferrosilicon. Al, CaSi and combination of Al and CaSi were tested too.

The obtained results after the reduction of slag showed:

- about 10% Cr in slag if FeCrSi was used, and
- about 7.5% Cr in slag if only FeSi was used.

The best results were achieved by the gradual reduction, at first with FeSi, and then followed by Al. In average only 3.5% Cr was left in the slag. Aluminium powder was injected into slag by an inert gas.

Influence of the slag basicity and of silicon content in steel on the chrome yield is evident. The best results were obtained at the high slag basicity of about 2. High degree of reduction can be achieved also with lower basicities, from 1 to 1.5, if steel contains over 0.5% silicon.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При изготовлении нержавеющей сталей классическим способом в дуговой печи несомненно следует повышенный угар хрома и остальных легирующих элементов. Потеря хрома, как самого дорогого легирующего элемента существенно увеличивает расходы производства. В настоящее время мировое производство нержавеющей сталей выполняется главным образом в AOD конверторах и прочих вакуумных устройствах. При этом возникает во первых: возможность увеличения расхода дешевых высоколегированных ферросплавов и, во вторых, прибл. 98% прихода хрома. В металлургическом заводе Железарна Есенице производству нержавеющей сталей будет ещё несколько лет выполняться классическим способом и, поэтому мы считали за необходимость выполнить следующие исследования в более широком масштабе, именно: каким образом при изготовлении нержавеющей сталей улучшить восстановление окислительного шлака, богатого с хромом, марганцем и железом, соотв. как увеличить выход этих металлов.

Исследования велись в промышленных размерах. Главная цель исследований была определять влияние основности шлака на степень восстановления, а также влияние разных восстанови-

телей и их комбинаций на степень восстановления и на экономию разных способов восстановления шлака.

При исследованиях взято во внимание, что главный восстановитель для хромового шлака Si из феррохромсиланция и ферросиланция. К этому можно прибавить Al, CaSi и комбинацию Al и CaSi.

Результаты показали, что после восстановления в шлаке получено:

- с FeCrSi — прибл. 10% Cr
- только с FeSi — прибл. 7,5% Cr

Самые лучшие результаты получены при постепенном восстановлении, сначала с FeSi, а затем с Al, в среднем только 3,5% Cr в шлаке. Порошковый алюминий мы вводили в шлак при помощи инертного газа.

Влияние основности шлака и содержания Si в стали на выход хрома очевиден. Самые лучшие результаты получены при высокой основности шлака, прибл. при $B = 2$. Высокую степень раскисления можно получить также при более низкой основности и то между 1 до 1,5, если содержания кремния в стали превышает 0,5%.

Tehnologija izdelave in predelave jekel, legiranih z borom

UDK: 669.183.3; 669.14.254

ASM/SLA: D2g, CN-g-A9

Anton Razinger, Jože Arh

1. UVOD

1.1 Izhodišča raziskave in delovna hipoteza

Za izdelavo serijskih delov za potrebe avtomobil-ske industrije, industrije motorjev, gospodinjskih strojev, elektro industrije ipd., se tudi v Jugoslaviji vedno hitreje uveljavlja tehnologija masivnega preoblikovanja v hladnem. Ta postopek odlikuje vrsta odločilnih prednosti pred drugimi postopki oblikovanja (vroče utopno kovanje, odrezovanje), zato se ta tehnologija obravnava kot zelo perspektivna. Postopek hladnega masivnega preoblikovanja je pot k večji ekonomiki oblikovanja strojnih delov zaradi visokega izkoristka materiala in visoke produktivnosti.

Odločilen dejavnik za uspešno aplikacijo tehnologije masivnega preoblikovanja v hladnem so jekla, ki morajo biti sposobna za velike plastične deformacije v hladnem. Z raziskovalnim delom v zadnjih letih smo v ZPSŽ Železarne Jesenice osvojili kvaliteto in proizvodnjo maloogljicnih nelegiranih in nizkolegiranih jekel za masivno preoblikovanje v hladnem (JMP 10, JMP 15, JMP 60 Cr, JMP 80 Mn Cr ter KV 10, ROMAT, KV 35).³ Da pa bi lahko zadovoljili tudi potrebe po jeklih za masivno preoblikovanje v hladnem, ki se toplotno obdelujejo, moramo osvojiti tudi jekla, ki jim je dolegiran element bor (B-jekla). Prednosti uporabe B-jekel za hladno masivno preoblikovanje so v novejši literaturi dobro opisane. Iz podatkov, ki so navedeni v literaturi, je razvidna široka aplikacija jekel, legiranih z B, predvsem na področju izdelave vijakov in matic, pa tudi drugih strojnih delov, čemur posvečajo v vseh industrijskih državah velik pomen. Iz domače strokovne literature ni razvidno, da bi se v kateri od ostalih železarn, oz. inštitutov ukvarjali z nakazano problematiko B-jekel. Opisane so določene preiskave vpliva B na izboljšanje kaljivosti konstrukcijskih jekel ter izboljšanje preoblikovalnosti v vročem visokolegiranih jekel.

Osvajanje tehnologije izdelave in predelave jekel, legiranih z B, bi omogočilo razširitev kvalitetnega asortimenta jekel za hladno masivno preoblikovanje in dalo kovinsko-predelovalni industriji možnost za osvajanje novih kvalitetnih proizvodov, obenem pa bi se zmanjšal tudi uvoz teh jekel.

1.2 Splošno o trendu razvoja in uporabnosti B jekel v svetu

Prve raziskave B v jeklu segajo v začetek tega stoletja (L. Guillet). R. Walter je bil prvi, ki je ugotovil, da že zelo majhna vsebnost tega elementa izboljša lastnosti jekel. Industrijski razvoj B jekel datira po letu 1937. Legiranje jekel z B se je že zelo zgodaj uveljavilo na področju konstrukcijskih jekel za poboljšanje, kjer B poveča kaljivost, in na področju visokolegiranih jekel, kjer B izboljša preoblikovalnost v hladnem. V ZDA je proizvodnja B zelo hitro narasla na 1 mio ton, jekla so dobila stalno mesto v proizvodnji, potrošnji in standardih, v Evropi in na Japonskem pa ta jekla še vedno raziskujejo. Zdi se, da so B jekla značilen primer, kako težko je včasih najti pravičen odnos med racionalnostjo in izborom jekel, oziroma, kako različno lahko na ta odnos vplivajo specifične ekonomske razmere in tehnologije v posameznih državah. Velik prodor B jekel v vseh industrijsko razvitih državah v zadnjih desetih letih je pripisati vedno večji proizvodnji nerjavnih jekel, še bolj pa zahtevam po čim bolj racionalni proizvodnji strojnih delov v industriji motorjev.

V Jugoslaviji se z raziskovalnim delom na področju osvajanja jekel, legiranih z B, ukvarjamo deset let. Delo poteka v treh smereh:

a) izboljšanje plastičnosti nerjavnih jekel z dodatkom B. Na tem področju so nam poznani napor v železarni Nikšić, železarni Ravne in železarni Jesenice (1);

b) osvajanje enega (ali več) tipa jekla za cementacijo, ki bi nadomestil vrsto dragih nizko legiranih jekel za izdelavo zobnikov in zobatih letov. S tem problemom se ukvarjajo v inštitutu Hasan Brkič v Zenici in v železarni Ravne (2);

c) razvoj familije nizko legiranih jekel za poboljšanje, ki se oblikujejo s hladnim masivnim preoblikovanjem. Na tem področju delajo v železarni Jesenice. Razvoj tehnologije izdelave in predelave teh jekel je tudi predmet obravnavane naloge.

1.3 Bor v jeklih za hladno masivno preoblikovanje

Uporabnost B v jeklih za hladno masivno preoblikovanje temelji na doseganju enakega prekaljenega preseka ob znatno nižji vsebnosti C in legirnih elementov, kot pri klasičnih jeklih za poboljšanje. S stališča prekaljivosti lahko nekaj desetstotink B zamenja znatne vsebnosti C, Mn,

To je povzetek elaborata, ki je bil izdelan s sofinanciranjem Raziskovalne skupnosti Slovenije — naloga 569, september 1978

Cr, Ni, Mo, W, ne more pa nadomestiti drugih efektov teh legirnih elementov na fizikalne lastnosti jekel. Za dobro preoblikovalnost v hladnem se zahteva nizka vsebnost C in legirnih elementov. B v jeklih za poboljšanje ima torej posredni vpliv na izboljšanje preoblikovalnosti v hladnem, ker dosežemo kaljivost ob prisotnosti B z nižjo vsebnostjo drugih elementov, sam B pa v tako majhnih količinah nima zaznavnega vpliva na plastičnost jekla. Poleg manjše preoblikovalne trdnosti kažejo B jekla še niz drugih prednosti pred analognimi jekli brez B v pogledu žilavosti, kalilnih efektov, varivosti, obdelovalnosti ipd., kar se najbolj odraža v nižji ceni končnih izdelkov. Na starem konceptu so torej B jekla dobila novo uporabnost, kar ima za posledico vedno večje zanimanje za B jekla (4).

Optimizacijo kemične sestave jekla za doseganje čim nižje preoblikovalne trdnosti v hladnem in zahtevane prekaljivosti jekel z uporabo B kot legirnega elementa in pa razvoj familije jekel za izdelavo visoko trdnih strojnih delov s hladnim masivnim preoblikovanjem in poboljšanjem obravnava vrsta člankov v novejši strokovni literaturi. (5) (6) (7) (8)

Vključevanje B jekel v tehnologijo hladnega masivnega preoblikovanja je dobilo mesto tudi na različnih strokovnih posvetovanjih po vsem svetu. (9) (10)

Ker smo v našem raziskovalnem delu izbrali kot osnovo jekla za kvalitetne vijake, navajamo pregled literature tudi s tega področja: (11) (12) (13) (14)

V domači strokovni literaturi je objavljeno sorazmerno malo rezultatov raziskovalnega dela, ki je bilo izvršeno na področju razvoja in uporabe B jekel. Objavljena dela vsekakor ne predstavljajo celotnega obsega dela, ki je bilo v naših železarnah izvršeno na tem področju, žal pa nam rezultati, ki so objavljeni v internih poročilih, niso bili dosegljivi. (15) (16) (17) (18) (19) (20) (21)

1.4 Povzetek novejših dognanj o topnosti B v jeklu in vplivu B na premeno — $\gamma \rightarrow \alpha$

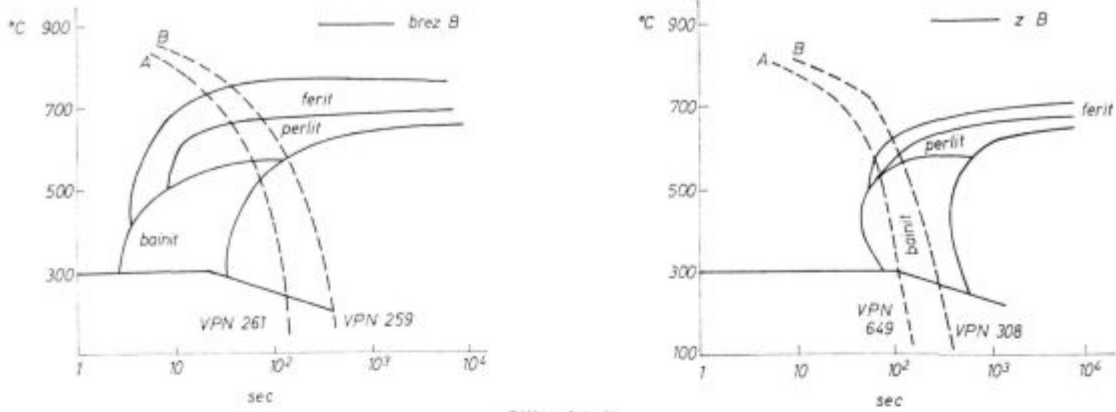
Topnost atomov B v Fe je pri vseh temperaturah nižja kakor topnost atomov C in N (22). Topnost B v feritu narašča s temperaturo od 20 do 80 ppm pri temperaturi 910°C, v avstenitu pa od 55 do 260 ppm pri temperaturi 1147°C (23). V zlitinah železa pa je topnost odvisna od »čistosti« bazne kovine. Mnenja raziskovalcev glede načina raztapljanja B v železu so si zelo različna. Največ dokazov govori v prid substitucijskemu načinu raztapljanja B v Fe in intersticijskem načinu v Fe. Novejše preiskave kažejo, da lahko B v bcc mreži α Fe zasede oboje — intersticijska in substitucijska mesta in da lahko substitucijsko raztopljeni atomi B medsebojno reagirajo z drugimi intersticijsko raztopljenimi atomi C in N. Opazovanja prostorskih razmer B v fcc mreži γ Fe kažejo, da je premer B (1,85 Å) za mesta v mreži

premajhen, za mesta med mrežami pa prevelik. Prav s temi neugodnimi prostorskimi razmerami, na katere naletijo atomi B v fcc γ Fe, je pojasnjena visoka afiniteta B k razširjenim medmrežnim prostorom (24). Na osnovi teoretičnega modela segregacij B k mrežam zrn se pojasnjuje efekt B na povečanje prekaljivosti jekla.

Efekt B na povečanje prekaljivosti pod-evektoidnih jekel, nelegiranih in nizkolegiranih, se odraža v tem, da se zakasni začetek premene avstenita v poligonalni in bajnitni ferit v primerjavi z analognimi jekli brez B.

Ker dodatek B nima zaznavnega vpliva na hitrost pretvorbe avstenita, je torej efekt B na povečanje prekaljivosti posledica zmanjšanja števila kritičnih kali podevektoidnega ferita. Te kali se sicer tvorijo predvsem na mejah zrn, dislokacijah, intersticijah, vrzelih, kamor difundira tudi B, raztopljen v avstenitu. Dokazan je mehanizem difuzije B s pomočjo vrzeli (25) med ohlajanjem iz temperature avstenitizacije (26). Ni še dokazano, ali se B na mejah zrn in napakah mreže nahaja v atomarni obliki ali kot izloček, dokazano pa je, da je za povečanje prekaljivosti odgovoren le tisti del v avstenitu raztopljenega B, ki je koncentriran v mejah avstenitnih zrn (28).

Večina jekel se v praksi avstenitizira na temperaturah od 820 do 930°C in pri ohlajanju s teh temperatur pride tudi do obravnavanih segregacij B, s čimer je izpolnjen pogoj za povečanje kaljivosti. Vpliv temperature in časa avstenitizacije na učinek B je podan kompleksno z istočasnim prekrivanjem več efektov. Z ohlajanjem iz višje temperature avstenitizacije naj bi se povečala difuzija atomov B na meje avstenitnih zrn in s tem učinkovitost večjega deleža raztopljenega B. Ker pa pri teh pogojih naraste tudi γ zrno, se zmanjša razmerje površine k volumnu zrn, zato se poveča pokritje energetske ugodnih mest z atomi B. Nasprotno tem pozitivnim učinkom pa se zaradi povečane koncentracije B na mejah zrn lahko ustvarijo pogoji za tvorbo B vsebujoče stabilne faze, kar vodi k zmanjšanju učinkovitosti B na povečanje kaljivosti (27). Obstaja torej neka optimalna T_A in t_A , pri kateri je B najbolj učinkovit. Pri normalnih dodatkih B v jeklu pod 0,005 % naj se v obravnavanih jeklih ne bi pojavljale stabilne B vsebujoče faze. Z avtoradiografskimi studijami so dokazali (24) tudi to, da B difundira k fcc karbidom, kar daje borokarbide tipa $M_{23}(BC)_6$, pa tudi $V_4(BC)_3$, Nb(C). Dokazi so (26), da, če so ti izločki dovolj majhni, odigrajo vlogo zadrževalcev tvorbe ferita, ko pa narastejo in postanejo grobi, pa so pospeševalci tvorbe ferita. Glavne stabilne B vsebujoče faze v jeklih so borokarbidi, v katerih B nadomesti C v karbidih, tipa $M_{23}(BC)_6$ in cementitu $Fe_3(BC)$. Poznani so tudi boridi, tipa FeB , M_3B_2 . Bor ima visoko afiniteto do kisika in dušika v jeklu. Z N tvori zelo stabilen BN s heksagonalno strukturo. Zmanjšanje vpliva B zaradi vezanja na O gre verjetno analogno s tvorbo rombične ali amorfne faze B_2O_3 .



Slika 1/a-b

Kontinuirana TTT diagrama za jeklo SAE 1541 brez in z dodatkom bora

Fig. 1

Continuous TTT diagrams for SAE 1541 steel without and with alloyed boron

Z analizo mehanizma povečanja kaljivosti s C in B se da razložiti tudi medsebojni vpliv (interakcija) teh elementov na povečanje kaljivosti jekel z različno vsebnostjo C. Učinek B na kaljivost se pokaže šele potem, ko doseže vsebnost C mejo topnosti v feritu. Z naraščajočo vsebnostjo C zasedejo za energetsko ugodno difuzijo razpoložljive razširjene mrežne prostore vedno bolj samo atomi C. Nadaljnja difuzija C potem nujno poteka preko razširjenih medmrežnih prostorov, s tem pa se učinek B vedno bolj prekriva z učinkovanjem C na povečanje kaljivosti, dokler pri eutektoidnem C popolnoma ne izgine.

B ima torej vpliv na povečanje kaljivosti le pri tistih jeklih, ki imajo v TTT diagramih pred perlitno pretvorbo območje proeutektoidnega ferita. Premik krivulj k večjim inkubacijskim časom je bolj izrazit v območju poligonalnega proeutektoidnega ferita, kot v območju acikularnega probajnitnega ferita. Za ilustracijo sta iz literature (29) na sliki 1 navedena značilna kontinuirna TTT diagrama C-Mn jekla SAE 1541 z dodatkom B in brez dodatka z vrisanimi krivuljami ohlajanja v vodi (A) in olju (B).

Iz diagrama je razvidno, da pri enaki ohlajevalni hitrosti pri varianti jekla, ki vsebuje B, laže dosežemo zaželeno trdoto po kaljenju kot pri varianti jekla, ki ne vsebuje B. Bor ima zelo majhen vpliv na temperaturo M_s , kar predstavlja veliko prednost pred ostalimi legirnimi elementi, ki ob povečanju kaljivosti znižujejo M_s temperaturo in s tem večjajo možnost nastanka kalilnih razpok. Domnevamo, da B ni karbidotvoren element in da ne spremeni premenskih točk pri ogrevanju jekla Ac 1 in Ac 3, zniža pa premensko točko pri ohlajanju Ar 3 za ca. 30 % (30).

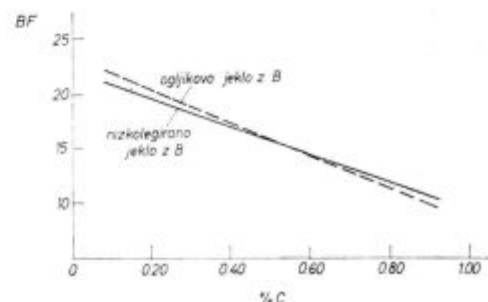
Različni podatki, na katere naletimo v strokovni literaturi, o vrednosti BF v odvisnosti od vsebnosti C v jeklih, so posledica deleža martenzita, ki se vzame za kriterij prekaljivosti (19). Dokazan je tudi vpliv ostalih legirnih elementov, ki

so prisotni v jeklu (30) in vplivajo na eutektoidno vsebnost C ali pa zmanjšujejo topnost B v avstenitu. Ker je paleta legirnih elementov v nizko legiranih jeklih zelo široka, je efekt B potrebno ugotoviti za vsako družino jekel posebej.

Odkrivanje in določevanje položaja atomov B v jeklu, kar je edino merilo za pričakovani efekt B na kaljivost, je zelo težko, in sicer iz razloga, ker je vsebnost B v jeklu zelo majhna in ker ima B zelo nizko at. število 5, kar otežuje njegovo identifikacijo z elektronskim mikroanalizatorjem. Večina poznanih eksperimentalnih tehnik za odkrivanje prisotnosti B ne da prostorske razporeditve B in je premalo občutljiva za majhne koncentracijske razlike.

V pogledu uporabnosti kemičnih metod za določevanje vsebnosti B, ki so občutljive do 1 ppm B v jeklu, je dokazano (29), da delež topnega B, določen po dianthimid fotometrični metodi, ustreza deležu efektivnega B v jeklu. To ugotovitev, ki močno olajša delo, potrjujejo tudi avtoradiografske študije (24).

V novejšem času se je uveljavila avtoradiografska metoda, ki je rešila problem študija porazdelitve B v strukturi jekla (24) (30)



Slika 2

Efektivnost bora v nelegiranih in nizkolegiranih jeklih

Fig. 2

Boron effectiveness in unalloyed and low alloyed steel

2. RAZVOJ TEHNOLOGIJE IZDELAVE JEKLA

Maksimalna učinkovitost B v jeklu, enakomernost kvalitete in reproducibilnost finalnih proizvodov so osnovne smernice in naloge raziskovalnega dela na področju osvajanja tehnologije izdelave in predelave B jekel.

Osvojiti je potrebno takšno tehnologijo legiranja B v jeklo, da bo mogoče:

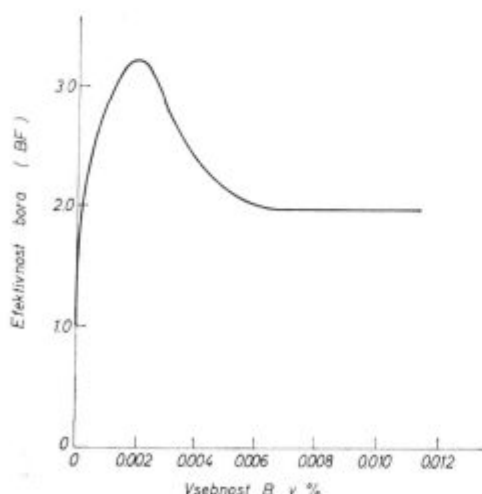
- doseči optimalno vsebnost B v jeklu
- zaščititi B pred vezavo z N in O
- doseči enakomerno porazdelitev B v talini

2.1 Optimalna vsebnost B v jeklu

Vsebnost B, ki je potrebna za doseganje železnega efekta B na kaljivost jekel, je zelo majhna in se giblje v mejah od 0,0005 do 0,003 %. Večina raziskovalcev B jekel je enotna glede optimalne vsebnosti B, pri kateri je dosežena največja prekaljivost posameznih vrst jekel. Optimalna vsebnost — 0,0015—0,0020 % B je pri vseh jeklih zelo jasno izražena (4) (29) (34). Z naraščajočo vsebnostjo B vrednost BF pada, dokler ne doseže neko konstantno vrednost, kar je shematsko prikazano na sliki 3. V literaturi so navedeni tudi dokazi, da so v takšnem optimalnem območju vsebnosti B dosežene tudi optimalne trdnostne lastnosti in žilavost jekel v poboljšanem stanju. (4)

2.2 Legiranje bora v jeklo

Problematika izdelave B jekel je od vsega začetka povezana s preprečevanjem izgube efektivnega B zaradi velike afinitete B do kisika in dušika, torej plinov, ki sta obilno prisotna v procesu izdelave jekla. Legiranje B v jeklo v obliki ferolegure FeB se ni pokazalo kot primerno, saj je bila dosežena kvaliteta jekla v pogledu prekaljivosti zelo neenakomerna, kar je predstavljalo veliko oviro uporabnosti B jekel. Da bi dosegli

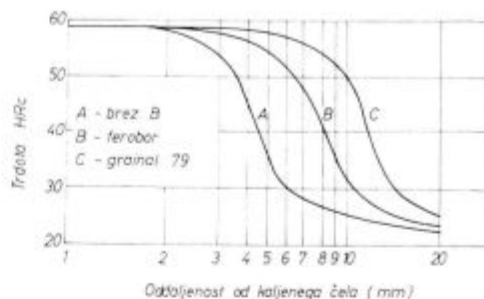


Slika 3

Odvisnost efektivnosti B (BF) od vsebnosti B v jeklu

Fig. 3

Relationship between the boron effectiveness (BF) and the boron content in steel



Slika 4

Efekt dveh B zlitin na kaljivost jekla SAE 1041

Fig. 4

Effect of two boron alloys on the hardenability of SAE 1041 steel

učinkovito vezavo plinov v jeklu in tako zaščitili B, so bile razvite kompleksne zlitine z majhno vsebnostjo B ter visoko vsebnostjo Ti, Al in Zr, torej elementov, ki kažejo močnejšo reaktivnost z N in O kot B.

Ker vsebnost kisika in dušika v jeklu variira s sestavo jekla in načinom izdelave in vlijanja jekla, je potrebno vrsto in količino kompleksnih zlitin B ugotoviti s poizkusi. Posledica različne jeklarske prakse so tudi nihanja v učinkovitosti B pri posameznih proizvajalcih jekel. Poizkusi so pokazali, da je za zaščito B Ti bolj učinkovit kot Zr, dokazano pa je tudi, da je za vezavo plinov učinkovito le ca. 70 % dodanega Ti, oz. 40 % Zr (34). Da bi bil B v jeklu učinkovit, je potrebno že v samem postopku izdelave jekla čimbolj reducirati vsebnost kisika in dušika in pa nevtralizirati vpliv preostale vsebnosti N in O z vezavo na druge elemente.

Če je dana možnost vlijanja jekla v vakuumu, se lahko uporabijo kompleksne zlitine z višjo vsebnostjo B (ca. 8 %), če pa se jeklo vlija na zraku, pa se mora B legirati v kompleksnih zlitinah z nižjo vsebnostjo B (pod 6 %), kar seveda podraži postopek.

V tabeli 1 je prikazana smerna analiza kompleksnih zlitin, tipa BATS, ki jih dobavlja firma Ferrolegeringar AG iz Züricha.

Tabela 1: Smerna analiza kompleksnih zlitin BATS

Oznaka zlitine	Vsebnost elementov (%)						
	B	Al	Ti	Si	Mn	V	Zr
BATS 2	2	10	30	10	—	—	—
BATS 4	4	10	30	10	—	—	—
BATS 6	6	10	30	10	—	—	—
BATS 8	7	12	25	7	—	—	—
BATS 79	0,5	13	20	5	8	—	4
V-BATS	0,3	9	15	1	—	24	—

Za pravilno uporabo posameznih zlitin so dana naslednja navodila:

— Zlitine BATS 2, 4 in 6 naj bi se uporabile, kadar je potrebno izdelati jeklo z 0,001 do 0,10 % B. Izbira zlitine je odvisna predvsem od načina (teh-

nike) izdelave jekla v jeklarni. Te zlitine so posebno primerne za izdelavo ogljikovih in nizko-legiranih B jekel, kjer v glavnem poudarjamo doseženo prekaljivost jekla in kjer naj bi B nadomestil določeno količino ostalih legirnih elementov, kot Ni, Mn. Takšna jekla so predvsem uporabna za izdelavo strojnih delov, ki se oblikujejo s hladnim masivnim preoblikovanjem.

— Zlitina BATS 79 je kompleksna zlitina z večjim razmerjem legirnih elementov proti B, kar prispeva k popolni zaščiti B in splošnemu dvigu kvalitete jekla, posebno v pogledu žilavosti. Ta zlitina se zato uporablja za legiranje B višje legiranih jekel, kot so nerjavna jekla in jekla, obstojna pri visoki temperaturi, kjer ima dodatek B v količini ca. 0,003 % namen izboljšati predelavnost jekla. V literaturi so navedeni primeri, ko so to zlitino uporabili za doseganje drobnega zrna in boljših mehanskih lastnosti v vlitkih iz visoko legiranih jekel.

Četudi te kompleksne zlitine vsebujejo elemente, ki imajo večjo afinitev do N in O kot B, pa je kljub temu pred dodajanjem kompleksne zlitine B talino potrebno čimbolj popolno dezoksidirati in denitrirati. Kompleksna legura B se mora torej dodati potem, ko so dodane vse druge ferolegure za dezoksidacijo in legiranje jekla. Kompleksna legura B se doda v curek jekla med prebodom. Dodatek B je najbolj učinkovit, če se kompleksna zlitina dodaja v času, ko sega talina do tretjine ponovce in dokler se ne pojavi prva žilindra, vendar pa je to le priporočilo iz nekaterih jeklarn.

Ker torej ni mogoče zagotoviti enakih pogojev, ima vsaka jeklarna svoj FB, ki ga lahko upoštevamo kot indeks kvalitete dela v določeni jeklarni.

Lahko trdimo, da je bil v preteklosti primarni vzrok nestabilnosti pri izdelavi B jekel in doseženi kvaliteti nepopolna vezava plinov v jeklu. Z uporabo kompleksnih dezoksidantov pa so dosegli veliko zanesljivost, kar ima za posledico tudi naraščanje trenda proizvodnje B jekel, ne samo v ZDA, ampak tudi v Evropi.

2.3 Izdelava poskusnih talin

Poizkuse legiranja B smo opravljali v industrijskih talinah, izdelanih v SM pečeh. Jeklo je bilo vilito v normalno konične kokile kvadratnega preseka 650×650 mm skozi lijak. Teža vlitih blokov 5.4 t.

Legiranje B smo opravljali na dva načina

A. legiranje B v zlitini FeB skupaj z zlitinami FeTi, ZrSi in Al. Takšno kompleksno mešanico zlitin smo zdrobili, dobro premešali in z njo napolnili tankostenske jeklene cevi, deb. 1 mm. Ustrezno število cevi smo s pomočjo posebnega nosilca vložili v kokile pred vlitvijo jekla, kakor kaže sl. 5. Ko se je med vlitvijo jeklo dvigalo, so se tankostenske cevi, napolnjene z mešanico zlitin, enakomerno odtapljale, B, Ti, Zr in Al pa

so tako enakomerno prehajali v talino. Dobro mešanje taline zaradi tokov med komunicirajočim vlitvijo naj bi zagotovilo enakomerno porazdelitev B in ostalih elementov.

Da bi kar najbolj vezali O in N že pred legiranjem B, smo talino že v ponovci močneje dezoksidirali z Al in Ti.

Po opisanem postopku smo izdelali več poskusnih blokov jekla, pri čemer smo varirali dodatek B:

0,0020 %
0,0040 %
0,0060 %
0,0080 %

Pri dodatku B 0,0080 % smo mešanico legur vstavili v 4 tankostenske cevi, premera 20 mm, s skupnim volumnom $1,7 \text{ dm}^3$, do višine polnjenja 1,6 m.

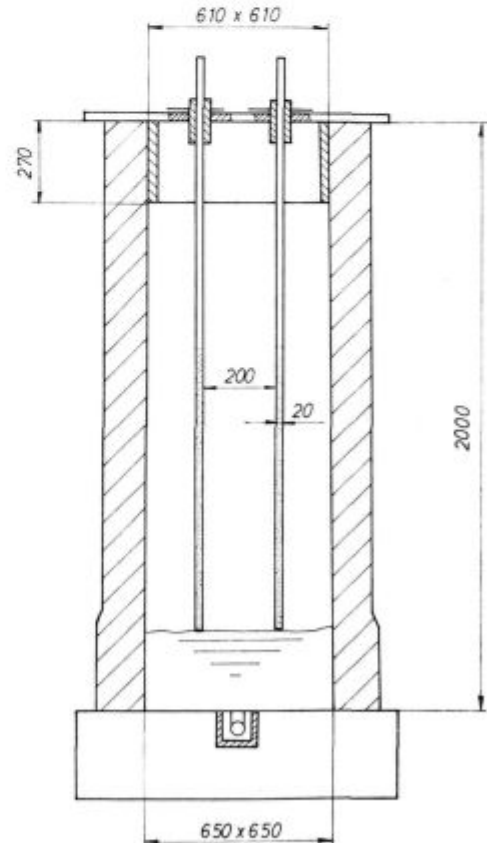
Zmešali smo naslednje količine zlitin:

2,4 kg FeB, 1,3 kg FeTi, 0,65 kg Al in 0,65 kg ZrSi.

Preračunano na težo bloka 5,4 t je preračunana vsebnost elementov v jeklu naslednja:

0,008 % B, 0,01 % Ti, 0,012 % Al in 0,004 % Zr.

Saržna analiza nam zaradi takšnega načina legiranja B ne pokaže prave vsebnosti elementov B, Ti, Al in Zr ter O in N v jeklu.



Slika 5
Legiranje B v jeklo s pomočjo tankostenskih cevi
Fig. 5
Alloying boron into steel with thin-walled tubes

B. legiranje B v zlitini BATS v ponovco (cela šarža).

Na osnovi izkušenj, ki smo jih pridobili v prvi fazi izdelave poizkusnih talin, smo za legiranje celih šarž izbrali zlitino BATS 2. Jeklo smo pred vlivanjem v ponovco dezoksidirali v peči s SiMn, zrcalovino in FeAl (1—1,2 kg/t). V curek jekla smo med vlivanjem najprej dodali Al in ostale Fe zlitine, kompleksno zlitino BATS 2 pa smo dodajali v curek jekla v intervalu, ko je bila tretjina ponovce napolnjena z jeklom, pa do pojava prve žindre. Tako izdelano jeklo je bilo vlitu komunicirajoče v kokile. Šaržna analiza nam v tem primeru pokaže dejansko vsebnost B, Al, Ti in Zr ter O in N v jeklu.

Šaržne analize in analize vzorcev poizkusnih talin so navedene v tabelah 2 in 3

Tabela 2: Šaržna analiza in analiza vzorcev jekla MBA20

St. šarže	Vsebnost elementov v %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni
03 4300	0,19	0,22	0,44	0,013	0,022	0,12	—	0,45
S	C16	0,19	0,27	0,37	0,013	0,023	0,14	0,13
	D16	0,19	0,29	0,48	0,016	0,023	0,14	0,15
04 3335	0,21	0,30	0,44	0,011	0,024	0,11	0,24	0,09
S	C16	0,20	0,27	0,43	0,009	0,023	0,13	0,25
	D16	0,20	0,26	0,43	0,009	0,024	0,12	0,24
01 0910	0,19	0,36	1,10	0,013	0,018	0,07	0,16	0,11
S	0,20	0,37	1,18	0,015	0,024	0,07	0,16	0,10
	0,18	0,35	1,07	0,014	0,017	0,23	0,18	0,09
07 6168	0,17	0,35	1,14	0,024	0,020	0,09	0,21	0,06
S	0,17	0,35	1,16	0,022	0,022	0,09	0,20	0,06
	0,21	0,10	1,22	0,025	0,013	0,11	0,21	0,05
G	A3	0,21	1,21	0,025		0,10		
	B3	0,22	0,08	1,19	0,028	0,015	0,09	0,20
S	A10	0,21	0,08	1,21	0,025		0,10	
	B10	0,21	0,07	1,19	0,028	0,015	0,09	0,20
N	A20	0,21	0,08	1,21	0,025		0,10	
	B20	0,21	0,07	1,19	0,028	0,015	0,09	0,20

Tabela 3: Šaržna analiza in analiza vzorcev jekla KVB 30

St. šarže	Vsebnost elementov v %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni
02 4912	0,35	0,33	0,63	0,014	0,025	0,39	0,22	0,07
S	0,35	0,33	0,67	0,012	0,018	0,35	0,22	0,06
	0,30	0,30	0,62	0,010	0,023	0,35	0,23	0,06
S	0,31	0,31	0,63	0,011	0,024	0,33	0,21	0,06
	0,36	0,07	0,67	0,010	0,013	0,07	0,14	0,07
S	0,36	0,09	0,68	0,012	0,014	0,08	0,13	0,08
	0,37	0,08	0,77	0,014	0,017	0,06	0,06	0,18
S	0,39	0,08	0,81	0,017	0,018	0,06	0,08	
	0,44	0,15	0,80	0,017	0,016	0,17	0,16	0,16
S	0,42	0,14	0,87	0,018	0,019	0,13	0,19	



Slika 6

Porazdelitev B v vzorcu jekla MBA 20 šarže 03 4855

Fig. 6

Distribution of boron in the MBA 20 steel sample of the 03 4855 melt



Slika 7

Porazdelitev B v vzorcu jekla KVB 30 šarže 03 4852

Fig. 7

Distribution of boron in the KVB 30 sample of the 03 4852 melt

2.3.1 Pogoji ogrevanja in vroče predelave blokov

Bloki jekel so bili ogrevani v globinskih pečeh po regulativih, ki veljajo za ogljikova nelegirana in nizko legirana jekla.

Valjanje blokov v blume preseka 135 × 135 mm je potekalo po ustaljenem planu prevlekov za ogljikova nelegirana in nizko legirana jekla. Pogoji ohlajevanja blumov po valjanju so normalni na zraku.

3. REZULTATI PREISKAV

Na vzorcih jekel, legiranih z B smo izvršili določene laboratorijske preiskave, katerih rezultati naj bi potrdili uspešnost osvojene tehnologije legiranja B v jeklu. Rezultati teh preiskav so naslednji:

3.1 Kemična analiza vsebnosti B v jeklu

Kemično vsebnost B v jeklu smo določili po dianthimid fotometrični metodi v laborat. metalurškega inštituta v Ljubljani. Rezultati preiskav so zbrani v tabelah 4 in 5.

3.2 Porazdelitev B v vzorcih jekla

Porazdelitev B v vzorcih jekla smo preiskali z avtoradiografsko metodo. Preizkusi so bili izvedeni na inštitutu »Jožef Stefan« v Ljubljani v naslednjih eksperimentalnih pogojih:

detektor sledi LR 115 6 μm

mesto obsevanja suha celica reaktorja TRIGA

Mark II

neutronska ekspozicija $5,8 \cdot 10^{12}$ neutronov cm^{-2}
jedkanje detektorske folije 2,5 N KOH $60^\circ\text{C} \pm \pm 0,1^\circ\text{C}$ 15 min.

Preiskani so bili vzorci šarže 02 5036 MBA 20 (nač. leg A)

03 4855 G, S, N MBA 20 in 03 4852 G, S, N KVB 30.

Porazdelitev B je prikazana na slikah 6 in 7.

3.3 Prekaljivost jekla

Prekaljivost jekla smo preiskali po metodi Jominy. Optimalno temperaturo kaljenja smo določili na osnovi izdelave kalilne vrste in dilato-

Tabela 4: Vsebnost B, Al, Ti ter plinov v vzorcih jekla MBA 20

St. šarže	Dod. B %	Loka- cija	Vsebnost elementov v %						
			B top.	B net.	Al top.	Ti	N	O	
03 4300	0,002 [A]	G C 3	< 0,0001	< 0,0001	0,098	0,036	0,0052	0,0013	
			D 3	"	"	0,093	0,030	0,0056	0,0013
		Sr C 16	"	"	0,100	0,035	0,0052	0,0021	
			D 16	"	"	0,093	0,031	0,0049	0,0021
		N C 21	"	"	0,098	0,035	0,0049	0,0017	
			D 20	"	"	0,095	0,029	0,0048	0,0023
04 3335	0,004 [A]	G C 3	0,0017	< 0,0001	0,088	0,040	0,0046	0,0019	
			D 3	0,0001	"	0,085	0,044	0,0050	0,0023
		S C 11	0,0014	"	0,087	0,045	0,0048	0,0021	
			D 11	0,0008	0,0002	0,084	0,044	0,0053	0,0029
		N C 20	0,0014	0,0002	0,086	0,040	0,0051	0,0021	
			D 20	0,0001	< 0,0001	0,087	0,040	0,0051	0,0025
01 0910 A	0,005 [A]	G A 2	0,0035	0,0007	0,060	0,06	0,0061	0,0020	
			0,0042	0,0003					
		S A 11	0,0038	0,0001					
			0,0039	0,0004					
		N A 20	0,0034	0,0001					
			0,0034	0,0001					
		0,0032	0,0004						
	0,008 [A]	G B 2	0,0044	0,0022					
			0,0041	0,0014					
		S B 11	0,0062	0,0008					
			0,0058						
		N B 20	0,0046	0,0006					
0,0033			0,0024						
02 5036	0,008 [A]	S A 10	0,0042	0,0014	0,075	0,08	0,0060	0,0022	
			0,0050	0,0008					
07 6168	0,006 [A]	S	0,0032	0,0003	0,057	0,05	0,0064	0,0028	
03 4855	BATS 2 0,006 [B]	G A	0,0026	0,0016	0,047	0,06	0,0050	0,0020	
			0,0033	0,0006					
		N A	0,0043	"					
			0,0044	"					
		S A	0,0033	0,0008		0,0050	0,0028		
			0,0037	0,0005					

Tabela 5: Vsebnost B, Al, Ti in plinov v vzorcih jekla KVB 30

St. šarže	Dod. B %	Loka- cija	Vsebnost elementov (%)					
			B top.	B net.	Al top.	Ti	N	O
02 4912	0,008 [A]	S	0,0041 0,0042	0,0002	0,052	0,09	0,0058	0,0040
02 5153	0,006 [A]	S	0,0017 0,0019	< 0,0001 0,0005	0,042	0,08	0,0061	0,0036
04 3914	BATS 2 0,006 [B]	S	0,0024 0,0018	< 0,0001 0,0002	0,044	0,04	0,0064	0,0025
		G	0,0044 0,0040	< 0,0001 0,0001	0,056	0,04	0,0054	0,0024
03 4852	BATS 2 0,006 [B]	S	0,0041 0,0033	< 0,0001 0,0001	0,046	0,04	0,0056	0,0033
		N	0,0040 0,0036	< 0,0001 0,0005	0,048	0,04	0,0052	0,0039
04 3897	BATS 2 0,006 [B]	S	0,0030 0,0031	0,0004 0,0003	0,133	0,04	0,0057	0,0036

metrične preiskave premenskih točk. Rezultati preizkusov prekaljivosti so zbrani v tabelah 6 in 7.

Tabela 6: Rezultati preizkusov prekaljivosti jekla MBA 20 T_A 900° C

St. šarže	Od. hl. str. pr.	Trdota po dolžini preizkušanca HRc							
		2	4	6	8	10	12	14	16
03 4300	1 S	15	9	7	5	3	2	2	—
	2 S	10	8	6	5	3	2	2	—
04 3335	1 S	40	37	29	17	13	10	8	7
	2 S	40	37	28	17	13	10	8	7
01 0910	1 S	42	41	40	36	28	20	15	12
	2 S	43	42	41	37	27	20	15	12
02 5036	1 S	39	38	36	32	24	21	18	15
	2 S	41	39	37	34	29	24	20	16
07 6168	1 S	41	40	40	37	30	20	18	14
	2 S	41	40	39	37	32	23	18	13
03 4855	1 S	44	43	42	41	37	31	25	20
	2 S	45	44	42	41	37	29	25	21

Tabela 7: Rezultati preizkusov prekaljivosti jekla KVB 30 T_A 860° C

šarže St.	mm od hl. čela	Trdota po dolžini preizkušanca HRc							
		2	4	6	8	10	12	14	16
02 4912		53	51	49	47	42	35	30	25
02 5153		52	49	47	44	39	30	25	22
04 3914		52	49	44	24	21	20	20	20
03 4852	G	53	51	50	39	28	24	23	21
	S	54	52	51	43	28	25	23	22
	N	54	52	50	43	28	25	23	22
04 3897		55	54	53	53	47	34	28	27
Italijanski vzorec		46	45	44	31	19	17	16	14

V tabeli 8 so navedene vrednosti faktorja BF, ki je izračunan iz razmerja dejanskega DI (jeklo z B) in izračunanega DI iz kemične sestave za jeklo brez B.

Tabela 8: Vrednosti idealnih premerov kaljenja in BF

šarže St.	Zrno ASTM N°	Kval. jekla	Di (J) jeklo z B in	DI jeklo brez B in	BF DI (J): DI	HRc 50	Xj (mm)
03 4300	8	MBA 20	—	0.56	—	32	—
04 3335	7	"	1.7	0.57	2.98	32	5
01 0910	8	"	2.5	1.08	2.31	32	9.5
02 5036	8	"	2.6	1.15	2.26	30	10
07 6168	8	"	2.6	0.92	2.83	30	11
03 4855	7	"	2.7	0.94	2.87	33	11.5
02 4912	8	KVB 30	2.6	1.38	1.88	41	10.5
02 5153	7	"	2.6	1.22	2.13	37	10.5
04 3914	8	"	2.0	0.75	2.66	45	6.5
03 4852	8	"	2.2	0.91	2.42	42	8
04 3897	8	"	2.8	1.22	2.29	44	11

V tabeli 9 so navedeni tudi rezultati preiskav trdnostnih lastnosti nekaj jekel, legiranih z B v popoljšanem stanju, ki naj pokažejo uporabnost izdelanih talin za izdelavo kvalitetnih vijakov, za kar so ta jekla tudi namenjena.

3.4 Spособnost jekel za preoblikovanje v hladnem

Spособnost jekel za plastično preoblikovanje v hladnem smo preizkusili s tlačnim preizkusom (35). Preizkusi so bili izvršeni v laboratoriju za plastično preoblikovanje pri fakulteti za strojništvo v Ljubljani. Režim nakrčevanja, t. j. stroj,

Tabela 9: Trdnostne lastnosti v poboljšanim stanju

Št. šarže	Kval.	Poz.	Temperatura napuščanja											
			400° C				500° C				600° C			
			σ_m	σ_v	δ_s	ψ	σ_m	σ_v	δ_s	ψ	σ_m	σ_v	δ_s	ψ
04 3335	MBA 20	S	678	530	25	63	749	642	25	63	549	392	25	64
01 0910	"	S	1090	961	15	64	853	834	16	67	775	736	17	70
02 5036	"	S	1069	1030	15	55	853	814	18	60	765	745	20	71
03 4855	"	G	1128	1108	15	62	893	843	19	66	795	775	20	70
	"	S	1138	1109	14	62	993	843	17	65	785	745	20	70
	"	N	1108	1089	14	62	993	843	17	68	785	736	20	69
02 5153	KVB 30	S	1265	1116	12	61	951	922	14	65	833	765	18	67
02 4912	"	S	1304	1245	12	60	990	951	14	63	844	785	18	67

mazivo, hitrost deformacije ($\dot{\phi} = 10^{-2} \text{ S}^{-1}$), metoda merjenja ter način vrednotenja rezultatov je bil enak za vse preizkušance. Ustreznost potence funkcije kot modela krivulje plastičnosti smo testirali s F-testom, pomembnost eksponenta utrjevanja pa s t-testom. Oba testa sta pokazala, da je tveganje $< 0,5\%$ korelacijski koeficient $k_f \sqrt{1/\phi_v} > 0,99$. Vse to daje možnost izvajanja relativno trdnih zaključkov. Rezultati, prikazani v tabeli, predstavljajo srednjo vrednost dveh paralelk. Vzorci jekla MBA 20 so bili preiskani v vroče valjanem stanju, vzorci jekla MVB 30 pa v sferoidizacijsko žarjenem stanju. Karakteristične vrednosti krivulj plastičnosti so navedene v tabeli 10.

Tabela 10: Karakteristične vrednosti krivulj plastičnosti

MBA 20			KVB 30		
St. šarže	k_f [N/mm ²]	n	St. šarže	k_f [N/mm ²]	n
04 3335	871	0.195	02 4912	943	0.231
01 0910	944	0.176	02 5153	883	0.202
02 5036	1061	0.160	04 3914	869	0.214
07 6168	1014	0.170	03 4852 G	894	0.214
04 4855 G	1056	0.123	03 4852 S	901	0.208
04 4855 S	1048	0.154	03 4852 N	869	0.212
04 4855 N	1071	0.145	04 3897	869	0.222

3.4.1 Značilnosti mikrostrukture jekel

Da bi lažje ocenili prikazane rezultate plastičnosti v hladnem, smo izvršili tudi metalografske preiskave vzorcev posameznih šarž jekla. Značilnosti mikrostrukture obravnavanih vrst jekel so naslednje:

Vzorci jekel kvalitete MBA 20 imajo strukturo iz ferita in lamelnega perlita. Velikost kristalnih zrn ter oblika in velikost posameznih strukturnih komponent kažeta na neenakomeren režim ohlajanja po valjanju in nizko končno temperaturo pri valjanju. Na vzorcih jekel, ki pripadajo šaržam 02 5036 in 04 4855 opazimo poleg feritnih in perlitnih zrn tudi bajnit, mogoče celo martenzit.

Razlike v velikosti mikrostrukturnih komponent v vzorcih jekla iz šarž 04 3335 (0,42 % Mn) in

01 0910 (1,11 % Mn), ki sta bili valjani pod enakimi pogoji, lahko pripišemo razliki v sestavi jekel.

Ce izvzamemo zaključke Ti karbonitrida, so vsa jekla zelo čista. Sulfidni in oksidni vključki so drobni.

V mikrostrukturi jekel opazimo drobne oglete vključke Ti karbonitrida, posamične nize in skupine zelo drobnih oksidnih vključkov ter enakomerno porazdeljene drobne sulfide.

4. ANALIZA REZULTATOV

Uporabljeni eksperimentalni postopek legiranja B v posamezne bloke jekla s pomočjo tankostenkih cevi, napolnjenih z mešanico zlitin B, Ti, Zr in Al je omogočil študij zahtevane minimalne količine B v vložku, da bi se čim bolj približali optimalni vsebnosti B v jeklu. Izkazalo se je, da naj bo vsebnost B v vložku med 0,005 in 0,006 %. Za izdelavo celih šarž B jekla smo uporabili kompleksno zlitino BATS 2, ki vsebuje največ B in jo je zato potrebno najmanj, kar se ugodno odraža tudi v ekonomičnosti proizvodnje B jekel. Vsebnost B v jeklih, kjer smo legirali 0,006 % v B obliki kompleksne zlitine BATS 2, je povprečno 0,0035 % z raztrosom $\pm 0,0005\%$.

Na osnovi eksperimentiranja z večjim številom šarž bi bilo ob takšnem raztrosu priporočljivo še nadalje zniževati količino kompleksne zlitine, t. j. B, da bi se približali optimalni vsebnosti B v jeklu. Mnenja smo, da bi bil pri dani tehnologiji izdelave in vlijanja jekla na zraku optimum dosežen pri dodatku med 0,004 in 0,005 % B. Vsebnost netopnega B močno variira, v večini primerov pa je pod 0,0005 %, kar kaže na dobro vezavo plinov v jeklu. Dosežena je željena vsebnost Ti. Ker se B legira v obliki kompleksne zlitine z 2 % B, je potrebno v kratkem času vreči v curek jekla med vlijanjem iz peči v ponovco veliko količino zlitine. Samo doziranje tako predstavlja določen problem, čemur lahko pripišemo tudi določen delež raztrosa pri vsebnosti B v jeklu. Praksa izdelave večjih količin B jekel bo gotovo pokazala določene pomenovitve pri doziranju zlitine B v jeklo, kar naj olajša napore, ki jih imamo ob tej tehnologiji.

V okviru te naloge smo izdelali veliko blokov in šarž, legiranih z B. Vsi bloki so bili normalno ogrevani v globinskih pečeh in valjani na blumingu po ustaljenem planu prevlekov za nelegirana srednje ogljična jekla. Med samim valjanjem nismo opazili nobenih anomalij. Blumi so bili ohlajeni na zraku. Kontrola homogenosti z neporušnimi preiskavami in odtisi žvepla tudi ni pokazala nobenih posebnosti v primerjavi z enakimi jekli brez B. Laboratorijskih preiskav, ki naj bi pokazale sposobnost B jekel za preoblikovalnost v vročem, žal nismo naredili, četudi so bile predvidene in so bili za torzijski preizkus v vročem izdelani tudi preizkušanci. Te preiskave bi morale biti sestavni del nadaljevanja preiskav vpliva B na fizikalne in tehnološke lastnosti jekel.

Preiskave vsebnosti B v različnih pozicijah enega bloka in več blokov ene šarže kažejo na dobro homogenost makroskopske porazdelitve B. Avtoradiografske preiskave porazdelitve B v mikrostrukturi jekla kažejo na enakomerno porazdelitev B v mikrostrukturi, pri tem pa je jasno izražena tendenca koncentracije B na mejah zrn. Tudi v tem primeru ni bistvenih razlik v porazdelitvi bora med posameznimi šaržami in lokacijami znotraj enega bloka.

Uspešnost osvojene tehnologije naj bi se potrdila predvsem z izkazano učinkovitostjo B pri povečanju prekaljivosti jekla. V ta namen so bile vključene v preiskave tudi druge spremenljivke v sestavi jekel. V pogledu vsebnosti C so bile poizkusne šarže izdelane z vsebnostjo C v mejah.

- a) 0,18 — 0,22 % C za jeklo MBA 20 in
- b) 0,32 — 0,38 % C za jeklo KVB 30

Večja odstopanja od smerne analize so posledica tehnoloških odstopanj in niso zavestna. Pri jeklu MBA 20 sta prvi dve šarži (bloka) z nizko vsebnostjo Mn, pri ostalih blokih, oz. šaržah pa z višjo vsebnostjo Mn 1,10 — 1,20 %. Da bi dosegli boljšo plastičnost jekel v hladnem, smo pri obeh kvalitetah v primeru, ko smo B legirali v cele šarže, na osnovi priporočil iz literature izdelali šarže z nizko vsebnostjo Si.

Če ocenjujemo efekt B v jeklu na osnovi doseženega faktorja BF, potem vidimo, da je vrednost BF pri jeklu MBA 20 višja kakor pri jeklu KVB 30. To lahko pripišemo različni vsebnosti C pri obeh jeklih. V vseh primerih so dosežene vrednosti BF pri eksperimentalnih šaržah višje od navedenih vrednosti BF v literaturi. Znotraj posameznih kvalitet opažamo razlike med posameznimi šaržami. Pri jeklu MBA 20 kažeta najvišjo vrednost BF šarži 07 6168 in 03 4855 (B je bil dolegiran po različnih postopkih), ki imata višjo vsebnost Mn kot šarži 01 0910 in 02 5036, kjer je BF nižji.

Pri kvaliteti z višjo vsebnostjo C je dosežen najvišji BF pri šarži 04 3914, ki ima vsebnost B v optimalnih mejah, najnižji pa pri šarži 02 4912, ki ima najvišjo vsebnost B (dod. 0,008 %). Za stati-

stično vrednotenje kvantitativnih vplivov imamo na voljo premalo rezultatov, zato smo omenili le najbolj zaznavne.

Za uporabnost posameznih kvalitet B jekel pa nas zanima tudi sam potek Jominy krivulj in pa dosežene mehanske vrednosti po kaljenju in napuščanju. V tem delu smo se tega področja lotili le toliko, da bi potrdili smer za nadaljevanje poizkusov osvajanja kvalitete jekel za kvalitetne vijake razreda 8,8, 10,9 in 12,9.

Jeklo MBA 20 naj bi doseglo trdnostne lastnosti v poboljšanem stanju kot jeklo KV 35, imelo pa naj bi boljšo sposobnost za hladno masivno preoblikovanje (36). Na osnovi dosežene trdote po dolžini preizkušanca je razvidno, da smo dosegli zahtevano trdoto 40 HRC na v globini 6 mm od kaljenega čela pri vseh šaržah z vsebnostjo Mn > 1,10 %. V tem pogledu se je kot neustrezna pokazala šarža 02 5036, ki ima tudi najnižji BF, in pa šarža z normalno vsebnostjo Mn 04 3335, kar dokazuje že večkrat omenjeno optimalno kombinacijo elementov C, Mn in B. Pri temperaturi napuščanja 500° C (550° C) je pri vseh šaržah, razen 04 3335, ki ne vsebuje B, mogoče zanesljivo doseči zahtevane trdnostne lastnosti kvalitetnih vijakov razreda 8,8.

Pri jeklu KVB 30 smo v primerjavi z jeklom KV 35 želeli doseči večjo globino prekaljivosti in s tem jeklom omogočiti izdelavo kvalitetnih vijakov, debeline nad 12 mm. Željeno trdoto 40 HRC smo dosegli do oddaljenosti 10 mm od kaljenega čela pri šaržah 02 4912 in 04 3897, ki ima najvišjo vsebnost C, pri ostalih šaržah pa le 8 mm. Trdnostne lastnosti v poboljšanem stanju, ki smo jih preiskali le pri dveh šaržah 02 5153 in 02 4912, dajejo upanje, da bi jeklo KVB 35 lahko uporabili za izdelavo kvalitetnih vijakov razreda 10,9 omejenega premera. Vsekakor pa je jeklo KVB 35 primerno za izdelavo kvalitetnih vijakov premera do 18 mm. V vsakem primeru pa je pred uporabo jekla v določene namene potrebna stroga kontrola kvalitete jekla v pogledu prekaljivosti. Statistično tudi ni dokazana nikakršna korelacija med vsebnostjo B v jeklu in doseženo trdoto jekla po kaljenju.

Preiskave sposobnosti B jekel MBA 20 in KVB 30 za plastično preoblikovanje v hladnem so pokazale naslednje značilnosti:

Vzorci jekla MBA 20 so slabo plastični. Med posameznimi šaržami in vzorci ene šarže so velike razlike, ki pa jih lahko pripišemo neenakomerni mikrostrukturi, ki je posledica nizke končne temperature valjanja in hitrega ohlajanja po končanem valjanju. Da bi dosegli željeni ekonomski efekt, bo potrebna stroga kontrola temperaturnega režima valjanja in ohlajanja. Karakteristike krivulje plastičnosti jekla KVB 35 so bolj enakomerne, saj so bili vzorci pred preizkusi sferoidizacijsko žarjeni. Krivulja tečenja je pri vseh preiskanih vzorcih nižja od krivulje tečenja jekla KV 35. B torej ne kaže direktnega vpliva na sposobnost jekel za plastično preoblikovanje v hladnem.

5. ZAKLJUČKI

5.1 Borova jekla je mogoče izdelovati v SM pečeh ob nekoliko spremenjeni tehnologiji dezoksidacije jekla. Jeklo je treba že v peči intenzivno dezoksidirati z aluminijem, pri čemer se je kot najbolj ugodna pokazala zlitina feroaluminij. Kot primerna zlitina za dodajanje bora se je izkazala kompleksna zlitina BATS 2 z 2 % bora.

5.2 Optimalni dodatek bora v vložku je pri dani tehnologiji 0,005 %. Doseženi izkoristek bora je med 50 in 60 %. Jeklo se s tem podraži za 150 din/t zaradi dodatka zlitine BATS 2.

Analize bora kažejo, da je bor porazdeljen enakomerno in v ozkih analiznih mejah po bloku in šarži.

5.3 Učinkovitost bora v jeklu, določena z borovim faktorjem (BF), potrjuje uspešnost osvojene tehnologije legiranja jekla z borom, saj je le-ta vedno večji od 2.

5.4 Na osnovi povečane prekaljivosti jekel kot posledica legiranja z borom smo osvojili dve kvaliteti ogljičnih jekel za izdelavo kvalitetnih vijakov in matic razreda 8,8 in 10,9, ki jih že lahko proizvajamo v industrijskem merilu.

5.5 Na osnovi doseženih rezultatov te raziskovalne naloge naj bi se preiskave nadaljevale na električnih obločnih pečeh z razširitvijo kvalitetnega asortimenta na nizko legirana jekla za hladno masivno preoblikovanje.

Osvojeno tehnologijo je treba še nadalje preverjati in dopolnjevati na osnovi večjega števila šarž, kvaliteto jekla pa na osnovi še bolj poglobljenih preiskav fizikalnih in tehnoloških lastnosti jekel.

6. Uporabljena literatura

1. A. Ažman: Interno poročilo RO Železarne Jesenice, december 1977
2. Zapisnik sestanka proizvajalcev in potrošnikov jekel za cementacijo v Privredni komori Jugoslavije, Beograd, 16. 2. 1977
3. A. Razinger: »Razvoj specialnih jekel za hladno masivno preoblikovanje«, predavanje na XI. Svetovanje za proizvodstveno mašinstvo, Ohrid, junij 1977
4. M. Kishen Koul, C. L. Mc Vicker: Metal Progress, nov. 1966, str. 40—44
5. D. J. Blichwede: Metal Progress, maj 1970, str. 76—80

6. K. Sieber: Metal Progress, jan. 1971, str. 93—98
7. D. F. Buxter: Metal Progress, oct. 1972, str. 77—86, nov. 1972, str. 47—60
8. K. Sah: Wire Industry, jan. 1975, str.
9. IV. Stahlagung, 6 — 8. 11. 1974, Baabe, DDR
10. H. H. Domalski: Draht, febr. 2 1976, str. 53—55
11. H. C. Weidner: Wire — Wire Products, nov. 1968, str. 56 do 58 in 108—110
12. J. A. Rinebolt: Metal Progress, sept. 1969, str. 117—122
13. G. Cesti, M. Macuz, C. Maccarini: La metalurgia Italiana 1972, št. 5, str. 256—260
14. M. Savettata: Materiaux et techniques 1975, jan.-febr., str. 17—23
15. T. Lavrič: »Določevanje B v jeklu«, Poročilo M. I. Ljubljana, maj 1968
16. A. Kveder, J. Žvokelj: »B v jeklih za poboljšanje«, Poročilo M. I. Ljubljana, maj 1968
17. J. Žvokelj: »B v jeklih za masivno preoblikovanje v hladnem«, Poročilo M. I. Ljubljana, maj 1976
18. Đ. Kraksnev: Zaštita materiala, 1972, št. 5/6, str. 90—92
19. Đ. Kraksnev: Zaštita materiala, 1971, št. 10/11, str. 374 do 380
20. Đ. Kraksnev: Zaštita materiala, 1972, št. 5/6, str. 93—97
21. Đ. Kraksnev: Zaštita materiala, 1972, št. 11/12, str. 213 do 218
22. V. Ustahal, K. Stransky: Hutnicke listy, št. 7, 1976, str.
23. A. Brown, J. D. Garnisch, R. W. K. Haneycombe: Metal Science, št. 8, 1974, str. 317
24. S. R. Keown, F. B. Pickering: Metal Science, št. 7, 1977, str. 225—233
25. T. M. Williams, A. M. Stoneham, D. R. Harries: Metal Science
26. P. Maitrepierre: Metalurgical Transaction, feb. 1975
27. W. Polanschütz: Radex Rundschau, 1976, št. 4, str. 843 do 849
28. R. Kawamura: Transaction ISIY, 1976, št. 16, str. 545 do 550
29. R. W. Morris: Special Steel Technical Rewieu BSC, aug. 1975
30. J. Glen: Symposium on the Hardenability of Steel ISI Special Report, N° 36, 1946, str. 356—400
31. W. F. Iandesha, I. E. Morral: Metalurgical Transaction
32. H. Bugger: Härtereie — Technische Mitteilungen, št. 1, 1961, str. 12—18
33. R. H. Cobbett: Metal Progress, may 1977, str. 35—37
34. G. F. Melloy, P. R. Slimman, PP Podgursky: Metalurgical Transaction, vol. 4, oct. 1973, str. 2279—2289
35. B. M. Kapadia, R. M. Brown, W. J. Murphy: Transactions of the Metalurgical Society of AIME, vol. 242, aug. 1968, str. 1689—1694
36. K. Kuzman, A. Razinger: Železarski zbornik, 1974, št. 2, str. 189—197
37. A. Razinger: Savremeni materiali, 1. 5., št. 314, str. 26—28

ZUSAMMENFASSUNG

Die Borlegierten Stähle können in SM Öfen erzeugt werden wenn die Desoxydation entsprechend modifiziert wird um Sauerstoff und Stickstoff im Stahl fest zu binden.

Als best geeignete Legierung zum legieren von Bor in den Stahl hat sich die Legierung BATS 2 mit 2 % B erwiesen. Die optimale Bor zugabe beträgt bei der gegebenen Technologie 0.005 %, was bei einem Ausbringen von 50—60 % den gewünschten Borgehalt ergibt.

Die Analysen des Borgehaltes ergaben, dass das Bor in einzelnen Blöcken und gesamten Schmelzen in engen Analysengrenzen gleichmässig verteilt ist.

Der erzielte Borfaktor der immer grösser als 2 ist bestätigt die Wirksamkeit von Bor im Stahl und den Erfolg der entwickelten Technologie.

Auf Grund der ausgearbeiteten Technologie des Legierens von Stahl mit Bor und der erzielten Durchhärtung die eine Folge des richtigen Borgehaltes, der Form und Verteilung ist, sind zwei neue Stahlorten der Kohlenstoffstähle für die Erzeugung von Qualitätsschrauben und Muttern der Festigkeitsklasse 8.8 und 10.9 entwickelt worden. Die Stähle werden im Industrieausmass hergestellt.

SUMMARY

Boron steel can be produced in open-hearth furnaces by a slightly modified technology of steel deoxidation for binding oxygen and nitrogen gases.

The complex BATS master alloy with 2 % boron proved to be suitable for alloying boron into steel. The optimal addition of boron for the given technology is 0.005 % where 50 to 60 % yield is already taken in account.

B 15 to 20 ppm. Analyses of boron showed that it is uniformly distributed in single ingots and the whole batches in narrow analytical limits. Boron effectiveness in

steel determined by the BF factor confirms the efficiency of adopted technology since the achieved BF factors were always higher than 2.

By the adopted technology of alloying boron into steel and the achieved through hardenability as a consequence of the correct content, shape and distribution of boron in steel, two new qualities of carbon steel for high-grade screws and nuts of 8.8 and 10.9 strength grade were successfully introduced into the manufacturing program. The steel can be manufactured in industrial scale.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Стали, легированные с бором можно, при несколько измененной технологии раскисления для улучшения связи с кислородом и азотом, изготавливать также в мартеновских печах.

Соответствующий сплав, в форме которого выполняется легирование оказался комплексный сплав BATS с содержанием 2 % бора. При этой технологии оптимальная добавка бора составляет 0,005 %, а средний выход в величине 50—60 % можно считать удовлетворительным.

Выполненные исследования показали, что в отдельных сант-

ках и целых плавак бор распределён равномерно в узких аналитических пределах. Воздействие бора в сталях определено с BF фактором; полученный BF превышает значение 2, что доказывает успех в примененной технологии.

На основании усвоенной технологии легирования бора в сталь и полученной закалки, которые подтверждают выбранное содержание бора, его форму и распределение, усвоены две новые марки углеродистых сталей, предназначенных для изготовления качественных винтов и гаек класса прочности 8,8 и 10,9. Эти стали можно изготавливать в промышленном масштабе.

Vpliv oligoelementov na preoblikovalno sposobnost površine litega jekla

UDK: 669.1:669.3:621.9.011:669-11
ASM/SLA: D, EG, R5g

M. Torkar, F. Vodopivec, J. Arh

Nova metoda za preizkušanje preoblikovalne sposobnosti litih preizkušancev omogoča večjo zanesljivost ocenjevanja vpliva oligoelementov na pokljivost. Uporaba litih preizkušancev je omogočila, da smo dosegli rezultat, ki je pomemben tudi za prakso vročega valjanja jekla.

1. UVOD

Kvalitetna jekla imajo v proizvodnem programu slovenskih železarn vedno pomembnejšo vlogo. Zaradi povečanja proizvodnje elektrojekla, se večja delež starega železa v vložku. Vzporedno s tem raste količina oligoelementov v jeklih, ker se kopičijo v jeklu in jih ne moremo odstraniti niti z žilavenjem niti z žlindro. Stalno kopičenje vsebnosti oligoelementov se odraža v slabšanju kvalitete površine vroče valjanih proizvodov.

Oligoelementi: baker, kositer, antimon in arzen imajo manjšo afiniteto do kisika, kot jo ima železo, zato jih selektivna oksidacija površine izrine iz škaže in močno poveča njihovo koncentracijo v obpovršinskem sloju jekla. Pri določenih pogojih ogrevanja se elementi koncentrirajo po kristalnih mejah avstenita. To povzroči zmanjšanje trdnosti zveze med kristalnimi zrni avstenita in nastanek medkristalnih razpok v začetku valjanja. To pokvari površino valjanca in vodi k izmečku. Zato je utemeljeno prizadevanje, da že v vložku dosežemo čim manjšo količino oligoelementov in na ta način dosežemo kvalitetnejše površine valjanih proizvodov. To je eden od pogojev za uporabo jekla pri hladni predelavi, katere cilj je, da daje jeklenim proizvodom potrebne dimenzije, lastnosti in kvaliteto površine.

2. NAMEN DELA

S problematiko vpliva oligoelementov na preoblikovalnost jekel smo se ukvarjali že v preteklosti in pojasnili fizikalno-metalurške osnove njihovega obnašanja v obpovršinski plasti jekla pod škažo¹. Pokazala pa se je potreba, da bi vpliv oligoelementov na preoblikovalnost opredelili v kvantitativni obliki ter najprej preverili in dopolnili merila o vplivu njihove množine na preoblikovalnost, kakršno najdemo v literaturi^{2, 3, 4}, nato pa tudi uporabne lastnosti jekel^{5, 6, 7, 8}. Zato so slovenske železarne predlagale program raziskav s kompleksnejšimi cilji:

— opredeliti največje koncentracije posamičnih elementov za posamične kvalitete jekel, da se jeklo valja še brez napak in ima pri tem predpisane lastnosti;

— opredeliti za tipične kvalitete jekel interval najmočnejšega vpliva oligoelementov na preoblikovalnost v vročem in preveriti, ali se škodljivi učinek da zmanjšati z enostavnimi tehnološkimi ukrepi.

V letu 1976 je bil realiziran en del naloge, ki je obravnaval vpliv bakra na lastnosti nekaterih jekel⁹.

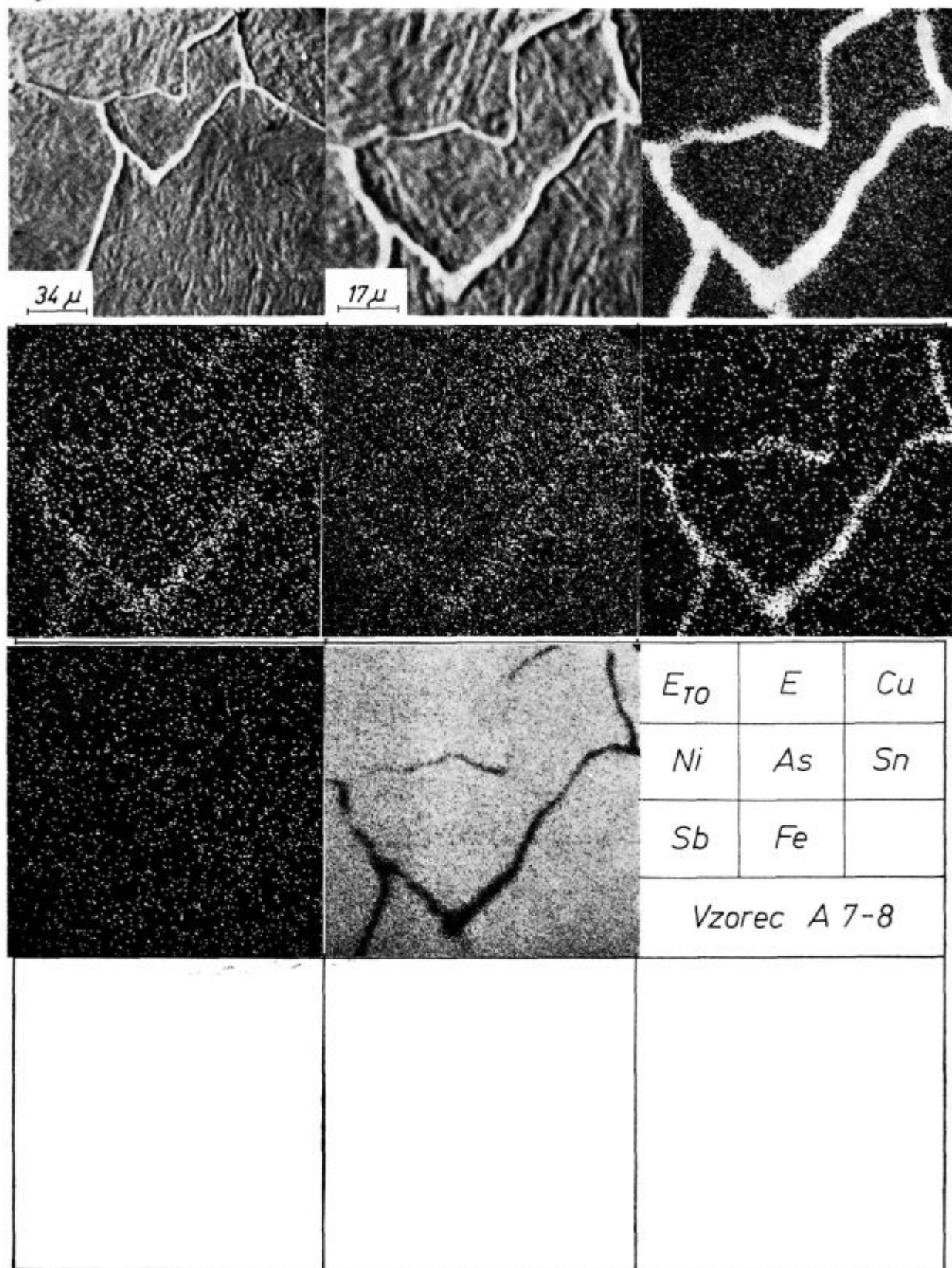
V tem delu pa obravnavamo učinke oligoelementov na preoblikovalno sposobnost jekla. Pri tem smo se omejili na obravnavo učinka bakra in kositra, ki sta najbolj pogosta v jeklih in glede predelavnosti najbolj škodljiva zaradi obogatitve pod škažo.

3. METODE DELA

Način industrijskega ogrevanja jekla pred vročim valjanjem ne nudi velike možnosti, da bi odpravili selektivno oksidacijo, ki je naravna posledica nastajanja škaže pri ogrevanju jekla, razen v primeru, če se jeklo ogreva tako, da škaža ne nastane. Debelino in sestavo škaže je mogoče spreminjati s spremembo atmosfere in temperature peči, vendar to ne vpliva zaznavno na selektivno oksidacijo.

Po dosedanjih raziskavah sodeč, je vpliv oligoelementov na preoblikovalno sposobnost najbolj izrazit, če jeklo pred deformacijo ogrejemo na 1150°C in ga pri tej temperaturi tudi deformiramo. Tedaj so fizikalno-metalurški pogoji pod škažo taki, da pride najbolj do izraza zmanjšana trdnost zveze med kristalnimi zrni avstenita.

Če ingote in brame pred zalaganjem na ogrevanje za valjanje ohladimo do temperature, ko se izvrši prekristalizacija površine, se poruši groba lita tekstura ob površini in se spremeni deformacijska sposobnost jekla ob površini. Tak ukrep je zmanjšal pokljivost jekel, ki so pomirjena z aluminijem in imajo nadpovprečno vsebnost aluminija in dušika¹⁰. Zato smo domnevali, da se splača preveriti, ali ta enostaven tehnološki ukrep vpliva pri deformaciji v vročem tudi na pokljivost jekel, ki je posledica oligoelementov. Da bi to dosegli, je bilo potrebno razviti metodo



Slika 1
 Obogatitev mej avstenitnih zrn z oligoelementi zaradi selektivne oksidacije

Fig. 1
 Enrichment of austenitic grain boundaries with trace elements due to selective oxidation

za kvantitativno ovrednotenje vpliva oligoelementov na pokljivost površine jekla, podvržene natezni deformaciji pri upogibu v vročem.

V prvem delu smo s poizkusi preverili uporabnost metode in določili, kako sprememba temperature ogrevanja pred deformacijo in temperatura upogiba vpliva na pokljivost.

V drugem delu pa smo opredelili vpliv naraščanja količine bakra in kositra v jeklu na pokljivost pri konstantnih pogojih ogrevanja jekla pred deformacijo. Pokljivost smo kvantitativno ovrednotili s tem, da smo na natezni strani upognjenih preizkušancev prešteli in izmerili razpoke. To je sicer dokaj zamudno, vendar pa bolj objektivno, kot ocenjevanje po videzu površine preizkušancev po Bornu², kot je bilo do sedaj v splošni rabi. V začetnem delu smo preizkušance pred upogibom ogrevali 2 in 8 ur pri temperaturah od 1000°C do 1300°C v intervalih po 50°C. Uporabili smo industrijsko jeklo z razmeroma visoko količino bakra in kositra, izvaljano v palice 35 × 18 mm. Sestava jekel je navedena v tabeli 1.

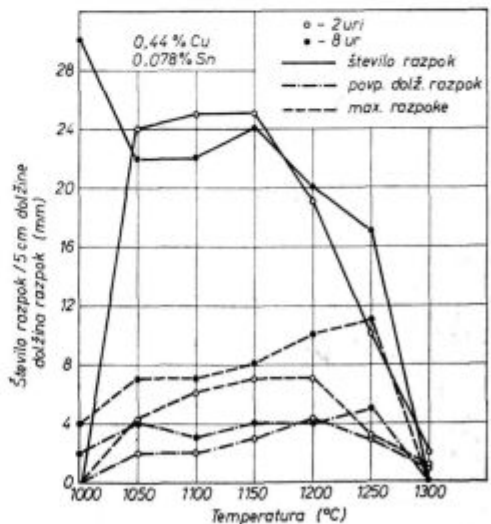
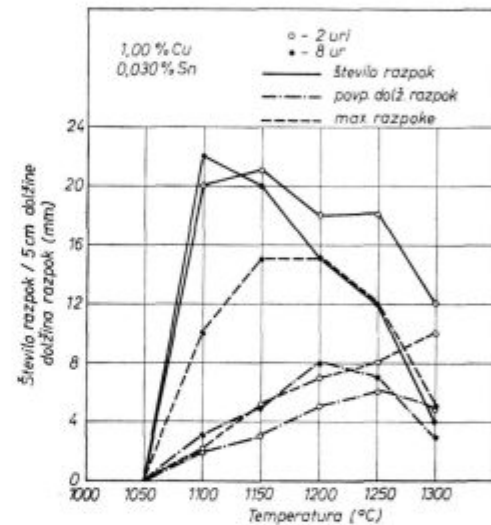
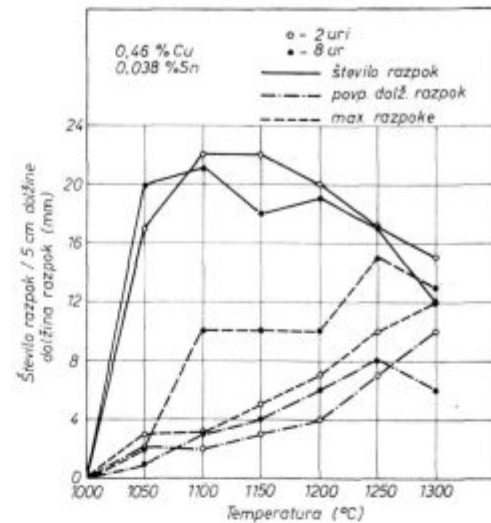
4. REZULTATI

Pri vzorcih jekla A, žarjenih 8 ur pri 1300°C, in vzorcih jekla D, žarjenih 8 ur pri 1000°C, opazimo, da so meje avstenitnih zrn močno obogatene z bakrom (sl. 1). To je bilo že poznano iz starejših opazovanj^{1,2,5}. Tekoča faza nastaja vzdolž kristalnih mej, ker je tu difuzija elementov hitrejša kot v notranjosti kristalnih zrn. S tem prihaja v plasti jekla pod škažo do oslabitve zveze med kristalnimi zrni avstenita. Meritve na elektronskem mikroanalizatorju so pokazale v skoraj vseh primerih nad 90% bakra, do 2% niklja, do 1,25% arzena, 0,55% antimona in do 3,8% kositra. Obogatitev z bakrom je prevladovala pred obogatitvijo z drugimi elementi zato, ker je bilo v jeklu daleč največ bakra. Z analizami v elektronskem mikroanalizatorju nismo uspeli dognati, ali temperatura ogrevanja jekla vpliva na sestavo kovine vzdolž avstenitnih mej. Podobne sestave smo dobili po kristalnih mejah v jeklu D in v jeklu A, čeprav ima prvo jeklo dvakrat več bakra kot drugo.

V diagramih na slikah 2 do 4 so prikazane odvisnosti med temperaturo deformacije ter površinsko gostoto razpok (število razpok na dolžini 50 mm), največjo in povprečno dolžino razpok, nastalih pri vročem upogibu po 2- in 8-urnem ogrevanju.

Po 2- in 8-urnem ogrevanju število razpok hitro zraste do temperature 1050°C do 1150°C, nato pa z višanjem temperature deformacije bolj ali manj hitro pada. Relativno največ razpok je na jeklu z 0,078% kositra.

Odvisnost med temperaturo deformacije in povprečno dolžino razpok je podobna, kot odvisnost med temperaturo deformacije in največjo dolžino razpok.



Slika 2, 3 in 4

Odvisnost med temperaturo in deformacijsko sposobnostjo površine jekla, po 2 in 8 urah ogrevanja

Figs. 2, 3, and 4

Relationship between the temperature and the surface workability of steel after 2 and 8 hour annealing

Tabela 1: Sestava jekel

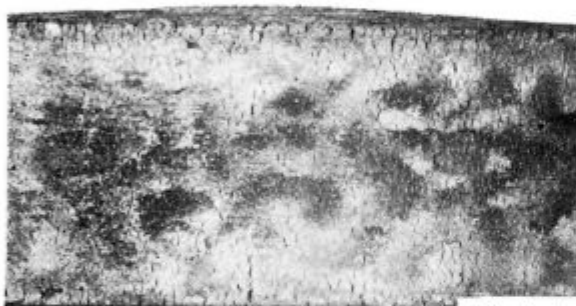
Jeklo	Kemična sestava v %								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Sn
A	0,10	0,11	0,40	0,052	0,095	0,46	0,19	0,14	0,038
D	0,13	0,22	0,47	0,044	0,057	1,00	0,15	0,12	0,030
E	0,09	0,16	0,36	0,017	0,035	0,44	0,10	0,10	0,078



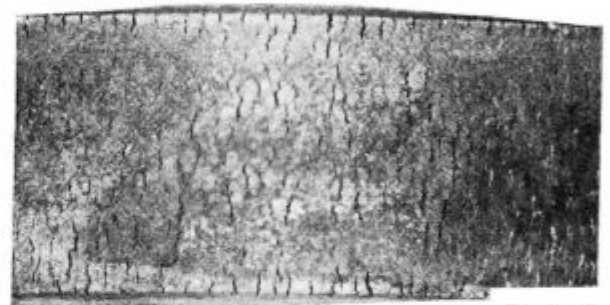
D 2-2



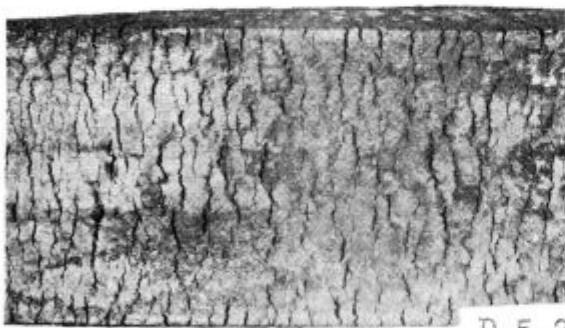
D 2-8



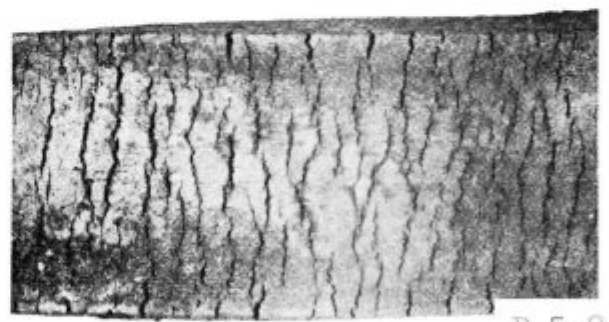
D 3-2



D 3-8



D 5-2



D 5-8



D 7-2



D 7-8

Slika 5

Jeklo D po ogrevanju 2 in 8 ur in upogibu pri 1050° C, 1100° C, 1200° C in 1300° C (od zgoraj navzdol)

Fig. 5

Steel D after 2 and 8 hour annealing and bending at 1050, 1100, 1200, and 1300° C (from top to bottom)

Tabela 2: Sestava vzorcev

Oznaka vzorca	C	Si	Mn	Cu	Sn	Sb
11 H 11 V	0,07	0,59	1,18	0,15	0,011	0,005
12 H 12 V	0,06	0,45	1,03	0,16	0,024	0,005
21 H 21 V	0,12	0,57	1,15	0,18	0,019	0,005
22 H 22 V	0,11	0,51	1,08	0,15	0,048	0,006
31 H 31 V	0,11	0,58	1,15	0,23	0,010	0,006
32 H 32 V	0,11	0,56	1,13	0,25	0,024	0,005
41 H 41 V	0,12	0,59	1,22	0,25	0,033	0,005
42 H 42 V	0,11	0,56	1,16	0,24	0,050	0,004
51 H 51 V	0,09	0,63	1,26	0,45	0,017	0,005
52 H 52 V	0,08	0,60	1,17	0,43	0,019	0,005
61 H 61 V	0,12	0,62	1,24	0,43	0,022	0,006
62 H 62 V	0,12	0,64	1,24	0,44	0,047	0,005
71 H 71 V	0,11	0,63	1,30	0,84	0,010	0,005
72 H 72 V	0,10	0,63	1,29	0,84	0,021	0,005
81 H 81 V	0,12	0,67	1,35	0,89	0,030	0,006
82 H 82 V	0,12	0,64	1,28	0,86	0,046	0,004

Naraščanje količine kositra povečuje število razpok, naraščanje količine bakra pa njihovo dolžino.

Podaljšanje ogrevanja od 2 na 8 ur pred upogibno deformacijo poveča dolžino in število razpok (sl. 5), vendar ne v sorazmerju s podaljšanjem ogrevanja jekla. Zaradi parabolične kinetike tvorbe škaje in odlepljanja plasti škaje od kovine se zmanjša hitrost škajanja jekla, zato je zmanjšana tudi hitrost, s katero se iz škaje odrivata oba oligoelementa.

Razliko v pokljivosti zaradi sestave in temperature lahko razložimo z razliko v velikosti zrn avstenita pri temperaturi deformacije in različno globokega prodiranja bakra in kositra po mejah avstenitnih zrn ter z deležem obeh elementov, ki se zbereta po kristalnih mejah.

5. VPLIV SPREMEMBE KOLIČINE BAKRA IN KOSITRA V JEKLU NA POKLJIVOST

5.1 Sestava jekel in metodika dela

V prvem delu preiskav smo ugotovili, da selektivna oksidacija najbolj zmanjša preoblikovalnost jekel pri deformaciji po ogrevanju pri približno 1150°C, zato smo preizkuse nadaljevali pri tej temperaturi. Pred deformacijo smo vzorce ogrevali 2 uri. Preizkuse smo izvršili na litih (nepredelanih) preizkušancih, da bi se tako lahko boljše približali razmeram pri valjanju ingotov in ugotovili, ali se da doseči s spremembo ogrevanja pred valjanjem boljšo preoblikovalnost jekla. Uporabili smo enak način vročega upogibanja in smo vzorce po deformaciji kalili v vodi, da bi fiksirali strukturo jekla v trenutku deformacije.

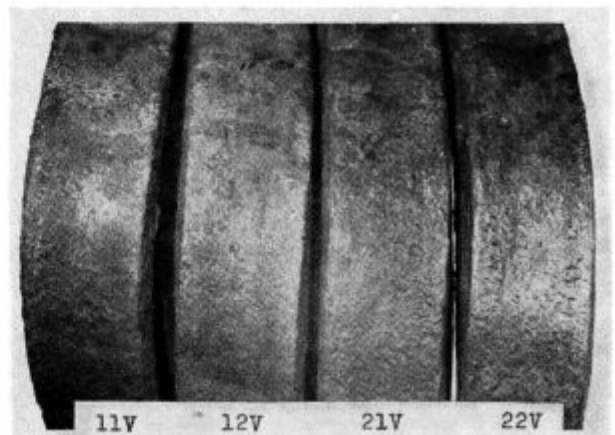
Za preizkus smo uporabili jeklo kvalitete Č 0562, ki je zelo občutljivo na pokljivost pri valjanju zaradi oligoelementov, istočasno pa omogoča, da se vlijejo preizkušanci z zadosti kvaliteto površino. Sestave jekel in oznake vzorcev so navedene v tabeli 2.

Vse šarže smo izdelali v indukcijski peči na metalurškem inštitutu. Vložek, sestavljen iz Darby železa in jekla Č 1632, smo legirali z različnimi količinami bakra in kositra v intervalu od 0,12 do 0,80 % bakra in 0,011 do 0,050 % kositra. Ta interval pokriva skoraj vse količine obeh oligoelementov, ki jih najdemo v industrijskih jeklih.

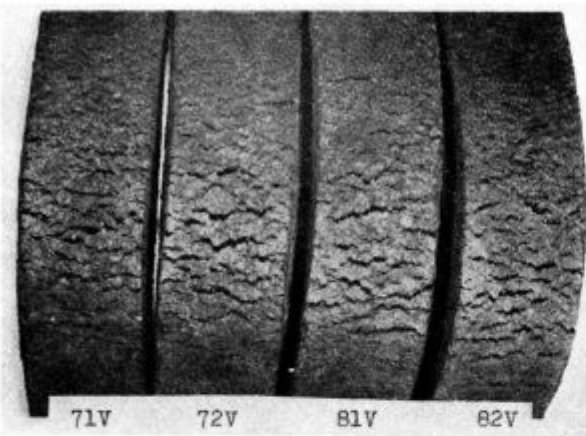
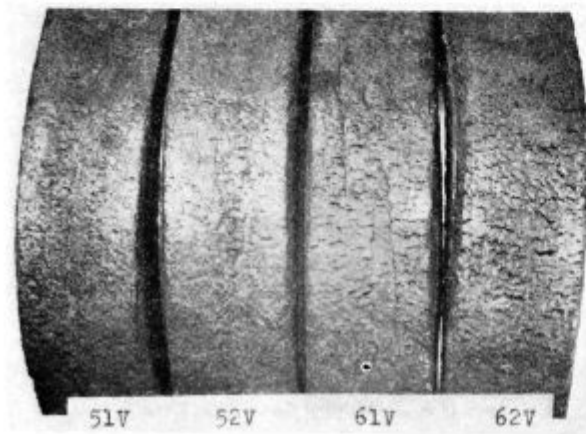
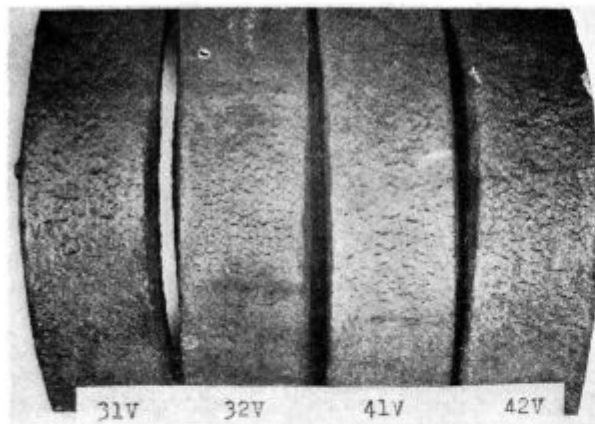
5.2 Rezultati

Na slikah 6 do 9 je prikazana natezna površina nekaterih značilnih preizkušancev. Pri neprekristaliziranih vzorcih se drobne razpoke pojavijo že pri 0,16 % bakra in 0,024 % kositra. Po videzu površine bi se dalo sklepati, da že od 0,25 % bakra vpliv tega elementa prevladuje nad vplivom kositra.

Bistveno drugačna je površina deformiranih vzorcev, ki so bili ogreti po prejšnji prekrystalizaciji z ohladitvijo na sobno temperaturo. Na



Slika 6
Fig. 6

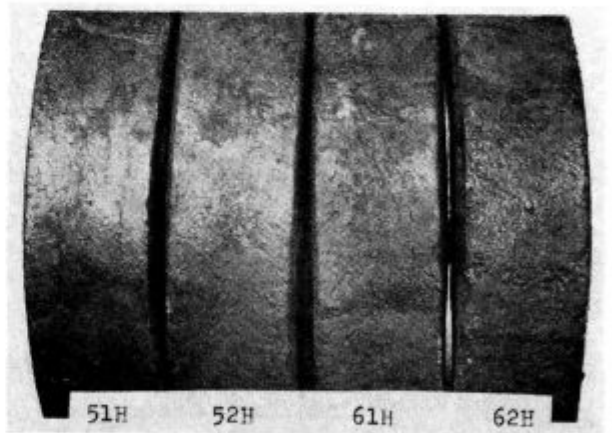
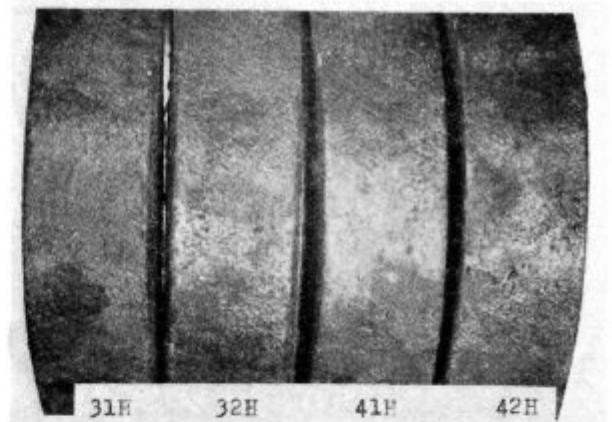
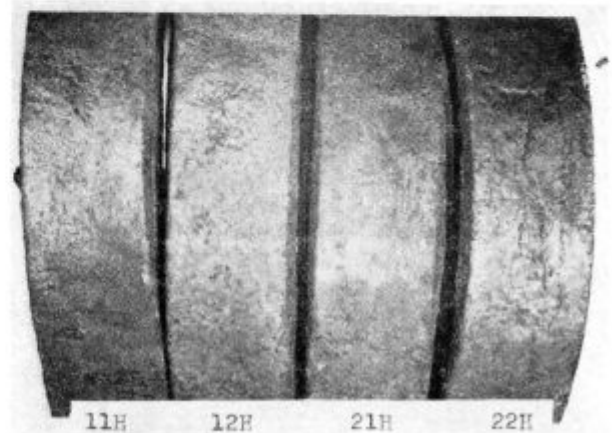


Slika 6, 7, 8 in 9
Upognjeni, neprekristalizirani vzorci
Figs. 6, 7, 8, and 9
Bended untreated samples

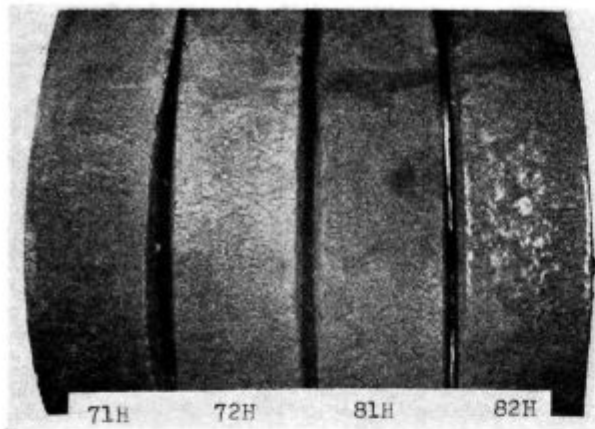
slikah 10 do 13 vidimo, da so razpoke manj številne, krajše, zato tudi manj globoke. To se jasno razloči na sliki 14. Na prekristaliziranem jeklu se pojavijo podobne razpoke pri približno 0,80 % bakra kot na neprekristaliziranem jeklu s približno 5-krat manj bakra. V jeklu s povečano količino bakra so avstenitna zrna velika, v jeklu s kositrom pa precej manjša.

Značilna je oblika razpok. Večinoma so pravokotne ali vsaj zelo pokončne glede na površino. Slabo deformacijsko sposobnost imajo meje, ki so oslabiljene zaradi penetracije bakra. Ko take obogatitve ni več opaziti v mikroskopu, se razpoka ustavi in meja avstenitnega zrna lahko brez škode prenese natezno deformacijo.

Ovrednotenje natezne površine upognjenih vzorcev je omogočilo, da smo kvantitativno opredelili vpliv naraščanja količine bakra in kositra



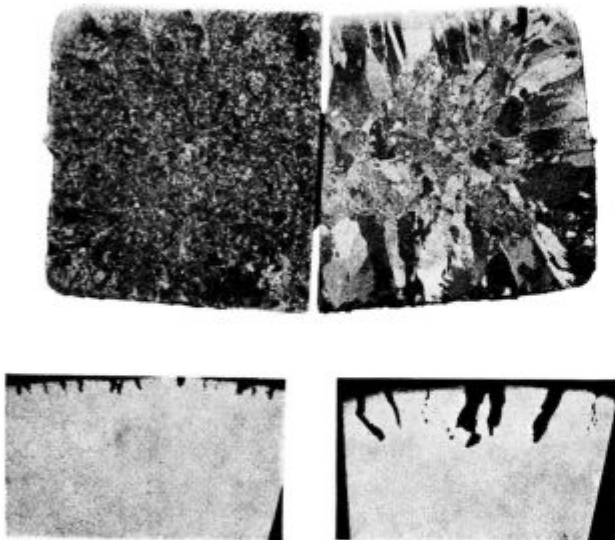
Slika 10, 11, 12
Fig. 10, 11, 12



Slika 10, 11, 12 in 13
Upognjeni, prekristalizirani vzorci

Figs. 10, 11, 12, and 13

Bended samples annealed below the lower critical point



Prekristalizirano

Neprekristalizirano

Slika 14

Makrostruktura prekristaliziranega (levo) in neprekristaliziranega (desno) vzorca in upogibne razpoke jekla z 0,86 % bakra in 0,046 % kositra, pov. 2,5 ×

Fig. 14

Macrostructure of annealed samples below the lower critical point (left) and of untreated samples (right), and the bending cracks of steel with 0.86 % copper and 0.046 % tin. Magnification 2.5 ×.

na pokljivost zaradi selektivne oksidacije jekla (sl. 15 in 16).

Povečanje količine bakra v jeklu vodi k rahlemu zmanjšanju gostote razpok na deformirani površini. Največja dolžina razpok raste skoraj linearno s povečanjem količine bakra v jeklu. Tudi povprečna dolžina razpok raste skoraj linearno s povečanjem količine bakra v jeklu.

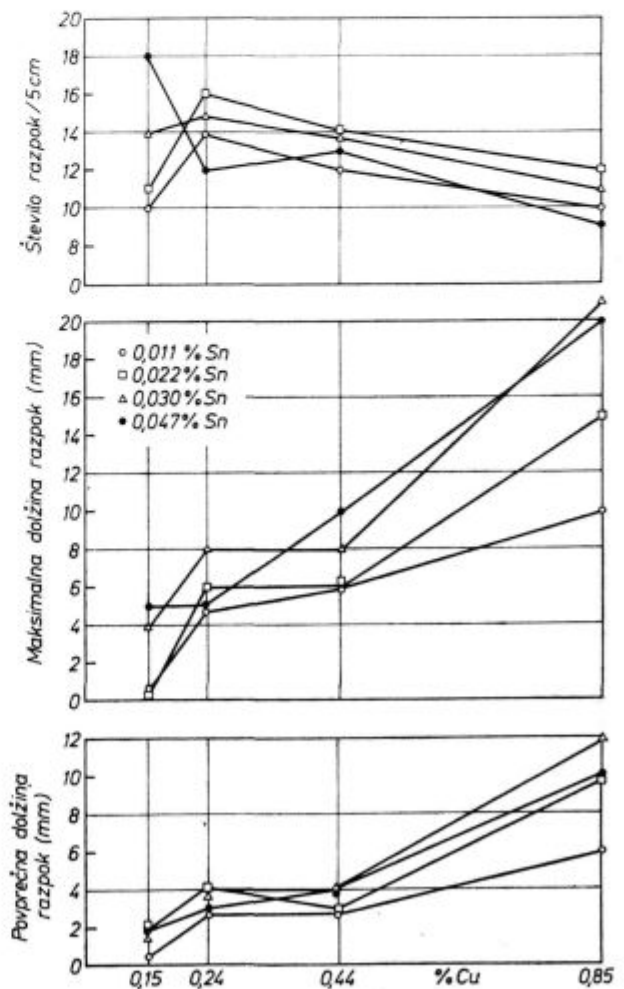
Gostota razpok na površini je praktično neodvisna od količine kositra in v splošnem manjša, če je v jeklu več bakra.

Dolžina najdaljših razpok raste s povečanjem količine kositra v jeklu, vendar je vpliv kositra mnogo manjši kot vpliv bakra. Povprečna dolžina razpok je skoraj neodvisna od količine kositra v jeklu in je, kot smo že omenili, tem večja, čim več je v jeklu bakra pri določeni količini kositra.

6. INDUSTRIJSKI PREIZKUS

Rezultate, dobljene v okviru laboratorijskih preiskav, smo nato preverili tudi v industrijskih pogojih. Kot osnovo smo vzeli jeklo Č 0562, ki smo mu dodali 0,89 % bakra in 0,032 % kositra. Vlili smo dva 4-tonska bloka, od katerih smo enega po vlišanju ohladili do temne površine, drugega pa takoj založili v peč na ogrevanje. Bloki so bili izvaljani v bluming valjarni v železarni Jesenice v gredico s presekom 135 × 135 mm.

Rezultati industrijskega preizkusa so potrdili laboratorijske ugotovitve. Blok, ki je bil vroče založen, je imel, kot smo pričakovali, številne



Slika 15
Fig. 15

grobe površinske napake (sl. 17), medtem ko se je prekrystaliziran blok, to je po vlišanju ohlajeni blok, izvaljal skoraj brez napak (sl. 18).

Torej lahko od tehnološke aplikacije prekrystalizacije pričakujemo precejšen učinek, saj je v laboratorijskih pogojih dosežena enaka preoblikovalnost prekrystaliziranega jekla z 0,80 % bakra kot pri neprekrystaliziranem jeklu s približno 5-krat manjšo količino bakra. Enake rezultate je dal tudi industrijski preizkus.

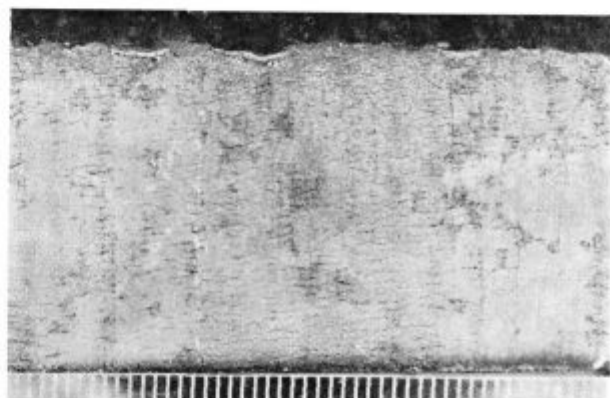
7. ANALIZA REZULTATOV

1. Znatno napredek pri metodologiji in zanesljivosti ocenjevanja vpliva oligoelementov na pokljivost je bil dosežen z uporabo litih preizkušancev. Samo uporaba litih preizkušancev je omogočila, da smo pri delu dosegli rezultat, ki je pomemben tudi za prakso vročega valjanja jekla.

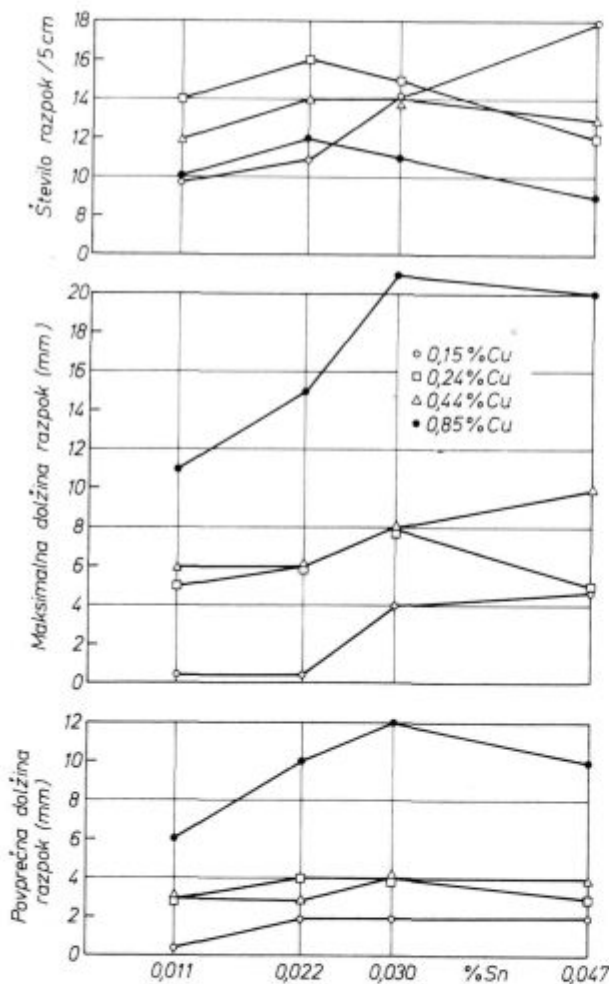
2. Vpliv bakra in kositra na deformacijsko sposobnost površine jekla po selektivni oksidaciji



Slika 17
Površina neprekrystaliziranega industrijskega ingota po valjanju v gredico 135 × 135 mm, pov. 1,7 ×
Fig. 17
Surface of untreated industrial ingot after rolling into 135 × 135 mm billets. Magnification 1.7 ×.



Slika 18
Površina prekrystaliziranega industrijskega ingota po valjanju v gredico s presekom 135 × 135 mm, pov. 1,7 ×
Fig. 18
Surface of annealed industrial ingot after rolling into 135 × 135 mm billets. Magnification 1.7 ×.



Slika 15 in 16
Vpliv naraščanja količine bakra in kositra na pokljivost jekla zaradi selektivne oksidacije

Figs. 15, and 16

Influence of increased copper and tin content on the crack susceptibility of steel due to selective oxidation

površine je najbolj izrazit pri temperaturi okoli 1150° C. To potrjujejo tudi literaturni podatki.

3. Pri znižanju temperature ogrevanja pred deformacijo se pokljivost zelo hitro zmanjšuje, pri povišanju temperature pa se pokljivost počasi zmanjšuje.

4. Z naraščanjem količine bakra v jeklu raste dolžina razpok, z naraščanjem količine kositra v jeklu pa raste število razpok na površini deformiranega jekla.

5. Zmanjšanje pokljivosti z naraščanjem temperature je premalo pomembno, da bi ga lahko izkoristili kot ukrep za izboljšanje vroče predelavnosti jekel s povišano količino bakra in kositra.

6. Ukrep za zmanjšanje vpliva visoke vsebnosti oligoelementov na preoblikovalnost površine jekla je tehnološko enostaven; ingote in brame je po-

trebno po slačenju iz kokil ohladiti do temne površine pred zalaganjem v peč na ogrevanje pred valjanjem.

7. Potrditev laboratorijskih ugotovitev z industrijskim preizkusom daje dobljenim rezultatom še večjo vrednost.

Literatura:

1. L. Kosec, F. Vodopivec, R. Tixier: *Metaux-Corrosion Industries*, maj 1969, 525, 1—17
2. K. Born: *Stahl und Eisen* 73, 1953, 1268—1280
3. D. A. Melford: *Journal of ISI* 200, št. 4, 1962, 290—299
4. D. A. Melford: *Journal of ISI* 204, št. 5, 1966, 495—496
5. C. Rekar, R. Brifah: *Rudarsko-metalurški zbornik*, 1959, št. 3, 227—258
6. R. Brifah, C. Rekar, J. Zvokelj: *Poročilo MI v Ljubljani* 1964
7. E. T. Stephenson: *Journal of Metals*, 26, 1974, št. 3, 48—51
8. R. L. Rickett, W. C. Leslie: *Transactions of the American Society of Metals*, Cleveland, 1959, vol. 51, 310—333
9. A. Kveder: *Poročilo MI*, 1976
10. J. Arh, F. Vodopivec: *Zelezarski zbornik* 4, 1970, 259 do 264

ZUSAMMENFASSUNG

Die stetige Anhäufung der Spurenelemente im Stahl äussert sich in immer schlechterer Warmverarbeitbarkeit und in der Verschlechterung der Oberflächengüte des Walzgutes. Der Einfluss der Spurenelemente auf die Warmverarbeitbarkeit der Oberfläche ist am deutlichsten ausgeprägt wenn der Stahl vor der Warmverformung auf die Temperatur von 1150°C aufgewärmt und bei dieser Temperatur auch verformt wird.

Wenn man Blöcke vor dem Einsetzen in die Tieföfen auf eine Temperatur abkühlen lässt, bei welcher die Oberfläche umkristallisiert, so ändert sich auch die Verformungsfähigkeit des Stahles an der Oberfläche. Dieser Eingriff hatte die Rissanfälligkeit der Aluminiumberuhigten Stähle mit überdurchschnittlichem Aluminium und Stickstoffgehalt erheblich vermindert.

Diese Technologie haben wir auch an Stählen mit hohem Gehalt von Spurenelementen erprobt. Wir haben eine eigene Methode des Heissbiegeversuches entwickelt,

welche uns die Bewertung der Oberflächengüte der gegossenen Proben möglich machte.

Wir haben zuerst an Versuchen die Anwendbarkeit dieser Methode überprüft und festgestellt wie die Änderung der Erwärmungstemperatur vor der Warmverformung die Rissanfälligkeit der gegossenen Proben mit verschiedenem Kupfer und Zinngehalt beeinflusst. Danach ist der Einfluss der wachsenden Menge von Kupfer und Zinn im Stahl auf die Rissanfälligkeit bei konstanten Erwärmungsbedingungen vor der Warmverformung beurteilt worden.

Von der technologischen Anwendung der Umkristallisierung bei Stählen mit hohem Gehalt von Spurenelementen wird ein grosser Effekt erwartet, denn es ist unter laboratorischen Bedingungen eine gleiche Verformbarkeit des umkristallisierten Stahles mit 0.80% Kupfer erzielt worden, wie bei dem nicht umkristallisierten Stahl mit einem ungefähr fünfmal kleinerem Kupfergehalt. Dieselben Ergebnisse sind auch bei Industrierversuchen erzielt worden.

SUMMARY

Constant piling of trace elements is expressed in the reduced hot workability of steel and the lower surface quality of the hot rolled products. The influence of trace elements on the surface workability is the most pronounced if steel before the deformation is heated to 1150°C and then worked at this temperature.

If ingots before soaking are cooled that the surface temperature drops below the lower critical point, also the surface workability is changed. Such a measure has reduced the crack susceptibility of aluminium killed steel with an over-average contents of aluminium and nitrogen.

This measure was checked also with the steel having high content of trace elements. An original method of hot bending of cast samples was developed which enabled the quantitative evaluation of the surface quality.

At first, the applicability of the method was tested followed by the determination of the influence of changing temperature of heating before deformation on the crack susceptibility of cast samples with various copper and tin contents. Then, the influence of increased copper and tin amounts in steel on the crack susceptibility was determined for constant heating before the deformation.

Technological application of annealing steel with high content of trace elements below the lower critical point can give good effect since the same workability of so annealed steel with 0.80% copper was achieved in the laboratory conditions as it is with the not treated steel having five times lower copper content. The same result was achieved also in an industrial test.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Постоянное накопление содержания олигоэлементов отражается в ослаблении пластичности стали в горячем состоянии, и в ослаблении качества поверхности горяче катаных изделий. Влияние олигоэлементов на пластичность поверхности более всего выразительно, если до деформации сталь согрета на t -ру 1150°, а сама деформация при этой же t -ре и выполнена.

Если слитки до загрузки на намеченный нагрев предварительно охладить на t -ру, при которой происходит перекристаллизация поверхности, изменяется также пластичность поверхности стали. Такое мероприятие уменьшает наличие трещин в сталях, успокоенных с алюминием, если содержание алюминия и азота выше среднего значения.

С этой целью были выполнены исследования, чтобы проверить описанное поведение сталей также с высоким содержанием олигоэлементов. Для этого выработан собственный метод для изгиба отлитых образцов в горячем состоянии, который дает

возможность выполнить также качественную оценку качества поверхности.

С опытами сперва проверили применимость этого метода и определили, каким образом изменение t -ра нагрева до деформации влияет на образование трещин отлитых образцов с различным содержанием меди и олова. Затем определяли влияние постепенного увеличения содержания меди и олова в стали на образование трещин при постоянных условиях нагрева до деформации.

От технологического применения перекристаллизации сталей с высоким содержанием олигоэлементов можно ожидать значительный эффект. Так например, при лабораторных условиях пластическое трансформирование перекристаллизованной стали возможно с содержанием около 0,80 % меди, между тем как, неперекристаллизованная сталь выполняет условия только при пять раз меньшем содержании меди. Одинаковые результаты получены также с промышленными опытами.

Vsebina XIII. letnika »Železarskega zbornika«

	stran		stran
Prešern Alojz in sodelavci — Metalurški inštitut Ljubljana		Prosenc Viktor, F. Seliškar — VTO, Fakulteta za strojništvo Ljubljana	
Vloga in značilnost raziskovalnega dela za slovensko metalurgijo	1	Problem varivosti debelostenskih varjencev iz konstrukcijskih jekel	77
Segel Jože — Železarna Ravne		Kmetič Mitja, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana	
Učinek uporabe procesnega računalnika v procesu legiranja jekla	7	F. Vizjak, S. Senčič — Železarna Štore	
Vodopivec Franc in sodelavci — Metalurški inštitut Ljubljana		Nekatere značilnosti jekel izvaljanih iz kontinuirno ulitih gredic	85
O nastanku krogljastih vključkov aluminijevega oksida v jeklih	19	Prešern Vasilij, F. Kandare — Metalurški inštitut Ljubljana	
Vodeb Dušan, Z. Erjavec — Železarna Ravne		G. Manojlovič, P. Tomažin — Železarna Štore	
B. Gašperšič — Fakulteta za strojništvo Ljubljana		Ravnik K., T. Mlakar — Železarna Jesenice	
Izračun adiabatske temperature zgorevanja plinske mešanice in vpliv na dolžino plamena	23	Rafinacija jekla z vpihovanjem CaSi v ponev	95
Tehnične novice		Kveder Aleksander — Metalurški inštitut Ljubljana	
Mesec Ivan — Železarna Jesenice		Prelomi kovin	105
Novosti na področju varilnih žic za plamensko varjenje	35	Arh Joža, K. Hribar, F. Pukl — Železarna Jesenice	
Cerne, Jocič, Bergant — Železarna Ravne		T. Razinger — T. P. Merkur, TOZD Univerzal, Jesenice	
Sodobna domača kalilna olja in njihova kontrola	37	B. Koroušič — Metalurški inštitut Ljubljana	
Društvene vesti		Nekateri problemi izdelave avtomatnih jekel v električnih obločnih in Siemens-Martinovih pečeh	123
Holzgruber Wolfgang — INTECO		Tehnične novice	
G. M. B. H. Bruck/Mur, Avstrija		Koroušič Blaženko — Metalurški inštitut Ljubljana	
Posebni postopki v proizvodnji kakovostnih in plemenitih jekel	45	J. Rodič — Železarna Ravne	
Kovač Janez — Železarna Ravne		Šesta internacionalna konferenca o vakuumski in specialni metalurgiji	129
Nekaj značilnosti in problemov v proizvodnji nerjavnih jekel	63	Arh Joža, K. Ravnik, M. Ulčar — Železarna Jesenice	
Vodopivec Franc, M. Jakupovič — Metalurški inštitut Ljubljana		J. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana	
Značilnosti kvantitativne metalografske analize s sprejo raster elektronskega mikroskopa in naprave za avtomatično analizo slike	69	Izboljšanje redukcije žlinder oziroma povečanje izkoristka kroma pri izdelavi avstenitnih in feritnih nerjavnih jekel	133
		Razinger Anton — Merkur, TO Univerzal Jesenice	
		J. Arh — Železarna Jesenice	
		Tehnologija izdelave in predelave jekel legiranih z borom	149
		Torkar Matjaž, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana	
		J. Arh — Železarna Jesenice	
		Vpliv oligoelementov na preoblikovalno sposobnost površine litega jekla	161



Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Člani Jože Rodič, dipl. inž., Franc Mlakar, dipl. inž., dr. Aleksander Kveder, dipl. inž., Edo Zagar, tehnični urednik

Oproščeno plačila prometnega davka na podlagi mnenja Izvršnega sveta SRS
— sekretariat za informacije št. 421-1/172 od 23. 1. 1974

Naslov uredništva: ZPSŽ — Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, tel. št. 81-341
int. 880 — Tisk: TK »Gorenjski tisk, Kranj

VSEBINA

UDK: 669.187:669.14.018.52.8:669.046.584.1
ASM/SLA: D5d, SS-c, C26

Metalurgija, izdelava jekla — avstenitna nerjavna jekla —
redukcija žlindre — mineraloške preiskave

J. Arh in sodelavci

**Izboljšanje redukcije žlinder oziroma povečanje izkoristka kroma
pri izdelavi avstenitnih in feritnih nerjavnih jekel**
Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 s 133—148

Naredili smo številne poskuse kako izboljšati redukcijo na kromu bogatih žlinder pri izdelavi avstenitnih in feritnih nerjavnih jekel. Uporabljeni reducenti so silicij iz FeCrSi, aluminij in CaSi in kombinacije le-teh. Spreminjali smo bazičnost žlindre in vsebnost Si v jeklu po redukciji, da bi ugotovili njihov vpliv na stopnjo redukcije. Najboljše rezultate smo dosegli s postopno redukcijo najprej z FeSi iz FeCrSi in nato z vpihovanjem aluminija v prahu v žlindro. Kombinacije s CaSi so predrage in ekonomsko niso upravičene.

Vpliv bazičnosti žlindre in vsebnosti Si v jeklu na izkoristek kroma je očitno. Najboljše rezultate smo dosegli pri bazičnosti okrog B = 2. Visoko stopnjo redukcije pa je mogoče dosegati tudi pri nižji bazičnosti od 1 do 1,5, če je vsebnost Si v jeklu nad 0,5 %. Podani so tudi rezultati mineraloške preiskave žlinder.

Avtorski izveček

UDK: 669.183.3:669.14.254
ASM/SLA: D2g, CN-g A9

Metalurgija — specialna jekla — izdelava jekel — razvoj

A. Razinger, J. Arh

Tehnologija izdelave in predelave jekel legiranih z borom
Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 s 149—160

Raziskave industrijskih talin so pokazale, da je mogoče C jeklo za hladno masivno preoblikovanje legirano z borom izdelati v SM pečeh.

Analize B so pokazale, da je B v blokih jekel in žarži enakomerno porazdeljen, učinkovitost B določena z BF faktorjem pa potrjuje uspešnost osvojene tehnologije.

Osvojeni sta bili dve vrsti jekel za izdelavo vijakov in matic trdnostnega razreda 8.8 in 10.9.

Avtorski izveček

UDK: 669.1:669.3:621.9.011:669-11
ASM/SLA: D, EG-r, Q5g

Metalurgija — oligoelementi — upogibna deformacija

M. Torkar, F. Vodopivec, J. Arh

**Vpliv oligoelementov na preoblikovalno sposobnost površine litega
jekla**
Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 s 161—170

Izvršeni so bili preizkusi vročega upogiba pri jeklu Č. 0562 z dodatkom oligoelementov v temperaturnem intervalu 1000 °C do 1300 °C. Največja pokljivost površine litega jekla se je pojavila pri 1150 °C. Uvedba nove metode je omogočila kvantitativno izrednotenje pokljivosti v odvisnosti od količine bakra in kositra. S predhodno prekrystalizacijo litih vzorcev smo v laboratorijskih pogojih dosegli enako preoblikovalnost jekla z 0,80 % bakra, kot pri neprekristaliziranem jeklu s približno pet-krat manjšo količino bakra. Enake rezultate je dal tudi industrijski preizkus.

Avtorski izveček

INHALT

UDK: 669.183.3:669.14.254
ASM/SLA: D2g, CN-g A9

Metallurgie — Sonderstähle — Stahlerzeugung — Forschung

A. Razinger, J. Arh

Technologie der Herstellung und Verarbeitung borlegierter Stähle
Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 S 149—160

Untersuchung an Industrieschmelzen zeigten, dass es möglich ist borlegierte Kohlenstoffstähle für die Kaltmassivumformung in SM Öfen herzustellen.

Die Boranalysen zeigten, dass Bor in Stahlblöcken wie in der ganzen Schmelze gleichmässig verteilt ist. Die Wirksamkeit von Bor bestimmt durch BF Faktor bestätigt den Erfolg der eingeführten Technologie.

Zwei Stahlsorten für die Erzeugung von Schrauben und Muttern der Festigkeitsklasse 8.8 und 10.9 sind entwickelt worden.

Auszug des Autors

UDK: 669.187:669.14.018.52.8:669.046.584.1
ASM/SLA: D5d, SS-e, C26

Metallurgie — Stahlerzeugung — Nichtrostende Stähle — Schlackenreduktion — Schlacken — Untersuchungen

J. Arh und Mitarbeiter

Verbesserung der Schlackenreduktion bzw. Vergrößerung des Chromausbringens, bei der Erzeugung austenitischer und ferritischer nichtrostender Stähle

Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 S 133—148

An Zahlreichen Versuchsschmelzen sind Untersuchungen durchgeführt worden, wie die Reduktion der an Chrom-reichen Schlacken bei der Erzeugung austenitischer und ferritischer nichtrostender stähle zu verbessern. Folgende Reduzenten wurden angewendet: Si aus Fe-Cr-Si und FeSi, Al und CaSi und deren Mischungen. Die Schlacken-basizität und Si Gehalt im Stahl nach der Reduktion ist geändert worden um deren Einfluss auf den Reduktionsgrad festzustellen. Die besten Ergebnisse sind mit Stufenweiser Reduktion, zuerst mit FeCrSi und FeSi, und nach der Verflüssigung der Schlacke mit Aluminium, der im pulverförmigen Form in die Schlacke eingeblasen wurde, erzielt worden. Reduktionsmischungen mit CaSi haben sich nicht als wirtschaftlich bewährt.

Der Einfluss der Sschlackenbasizität und des Si Gehaltes im Stahl auf das Chromausbringen ist offensichtlich. Die besten Ergebnisse sind bei der Basizität um $B = 2$ erreicht worden. Ein hoher Reduktionsgrad, kann auch bei niedriger Basizität von 1 bis 1.5 erzielt werden, wenn der Si Gehalt im Stahl über 0.5 % liegt. Auch Ergebnisse der mineralogischen Schlackenuntersuchung werden angegeben.

Auszug des Autors

UDK: 669.1:669.3:621.9.011:669-11
ASM/SLA: D, EG-r, Q5g

Metallurgie — Spurenelemente — Biegeverformung

M. Torkar, F. Vodopivec, J. Arh

Einfluss der Spurenelemente auf die Verformungsfähigkeit der Oberfläche des Stahlgusses

Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 S 161—170

Am Stahl C 0562 (St 52) mit Zusatz von Spurenelementen sind Versuche mit dem Heissbiegeversuch im Temperaturintervall von 1000° bis 1300° C durchgeführt worden. Die grösste Rissanfälligkeit der Oberfläche des gegossenen Stahles hat sich bei 1150° C gezeigt. Die Einführung einer neuen Methode hat eine quantitative Bewertung der Rissanfälligkeit in Abhängigkeit von Kupfer und Zinngehalt ermöglicht. Mit einer vorgehenden Umkristallisierung der gegossenen Proben ist in laboratorischen Bedingungen die gleiche Warmverarbeitbarkeit des Stahles mit einem Gehalt von 0.80 % Kupfer erzielt worden, wie bei dem nicht umkristallisierten Stahl mit ungefähr fünfmal kleinerem Kupfergehalt. Die gleichen Ergebnisse ergaben auch die Industrieversuche.

Auszug des Autors

CONTENTS

UDK: 669.187:669.14.018.52.8:669.046.584.1
ASM/SLA: D5d, SS-e, C26

Metallurgy — Steelmaking — Austenitic stainless steel — Reduction of slag — Mineralogical investigations

J. Arh and coworkers

Improved reduction of slags or increased chrome yield in manufacturing austenitic and ferritic stainless steel
Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 P 133—148

Numerous tests were made in order to improved the reduction of chrome-rich slags in the manufacturing process of austenitic and ferritic stainless steel. Utilized reducing agents were silicon from FeCrSi and FeSi, aluminium and CaSi, and their combinations. Also the slag basicity and silicon content in steel after the reduction were varied in order to determine their influence on the extent of reduction. The best results were achieved with the gradual reduction, at first with FeSi from FeCrSi, and then by the injection of aluminium powder into the slag. Combinations with CaSi are too expensive and economically not justified.

Influence of the slag basicity and of the silicon content in steel on the chrome yield is evident. The best results were obtained at the high slag basicity of 2. High degree of reduction can be achieved also with lower basicities, from 1 to 1.5, if steel contains over 0.5 % silicon. Also the results of mineralogical investigations of slags are given.

Author's Abstract

UDK: 669.183.3:669.14.254
ASM/SLA: D2g, CN-g A9

Metallurgy — Special steel — Steelmaking — Development

A. Razinger, J. Arh

Technology of Manufacturing and Working Boron-Alloyed Steel
Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 P 149—160

Investigations of industrial melts showed that carbon steel for cold mass working alloyed with boron can be produced in open-hearth furnaces. Analyses of boron showed that boron is uniformly distributed in ingots and batches, and the boron effectiveness determined with the BF factor confirms the efficiency of adopted technology.

Two new steel for screws and nuts of 8.8 and 10.9 strength grade were introduced in the manufacturing program.

Author's Abstract

UDK: 669.1:669.3:621.9.011:669-11
ASM/SLA: D, EG-r, Q5g

Metallurgy — Trace Elements — Bending Deformation

M. Torkar, F. Vodopivec, J. Arh

Influence of trace elements on the surface workability of cast steel
Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 P 161—170

Hot bending tests with C 0562 steel with added trace elements were made in the temperature range 1000 to 1300 °C. The highest crack susceptibility of the surface of cast steel was found at 1150° C. The introduction of new testing method enabled the quantitative evaluation of the crack susceptibility depending on copper and tin contents. Preceding annealing below the lower critical point gave in laboratory conditions the same workability for steel with 0.80 % copper as it is with untreated steel having about five times lower copper content. The same results were achieved also in an industrial test.

Author's Abstract

СОДЕРЖАНИЕ

УДК: 669.183.3:669 14.254
ОСМ/СЛЛ: D2g, CN-g A9

Металлургия — специальные стали — производство сталей — развитие

A. Razinger, J. Arh

Технология производства и переработки сталей легированных с бором.

Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 С 149—160

Исследования промышленных расплавов углеродистой стали, предназначенной для обработки в холодном состоянии давлением, легированные с бором можно изготавливать в мартеновских печах. Анализ слитков и шихты на бор показал, что этот элемент распределен равномерно, эффективность же бора определена ВР фактором, что служит как доказательство, что примененная технология успешно выбрана.

Условны две марки стали для изготовления винтов и гаек класса прочности 8 и 10.9.

Автореф.

УДК: 669.187:669.14.018.52.8:669.046.584.1
АСМ/СЛЛ: D5d, SS-e, C26

Металлургия — производство сталей — аустенитные нержавеющие стали — восстановление шлака — минералогические исследования

J. Arh и соавтор

Улучшение восстановления шлаков, относительно увеличение выхода хрома при изготовлении аустенитных и ферритных нержавеющих сталей.

Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 С 133—148

Выполнен целый ряд опытов, чтобы установить каким образом можно улучшить восстановление шлаков, богатых с хромом при изготовлении аустенитных и ферритных нержавеющих сталей. Для восстановления употреблены кремний из FeCrSi и FeSi алюминий и CaSi и комбинация этих сплавов. Изменяя основность шлака и содержание Si в стали после восстановления, чтобы определить их влияние на степень восстановления. Самые лучшие результаты получены при постепенном восстановлении сперва с FeSi и FeCrSi сплавов, а после этого вдуванием порошкового алюминия в шлак. Комбинация с CaSi слишком дороги и экономически необоснованы. Влияние основности шлака и содержания кремния в стали на выход хрома очевиден. Самые лучшие результаты получены при основности прибл. около В = 2. Высокую степень восстановления можно получить также при более низкой основности между 1 до 1,5, если содержание Si в стали превышает 0,5%. Приведены также результаты минералогического исследования шлаков.

Автореф.

УДК: 669.1:669.3:621.9.011:669-11
ОСМ/СЛЛ: D, EG-r, Q5g

Металлургия — оливоэлементы — деформации при изгибе

M. Torkar, F. Vodopivec, J. Arh

Влияние оливоэлементов на способность к деформации поверхности литой стали.

Zelezarski zbornik 13 (1979) 4 С 161—170

На стали марки С. 0562, при добавки оливоэлементов были выполнены исследования поведения этой марки стали при изгибе в горячем состоянии; температурный интервал находился в пределах 1000°—1300° Ц. Максимальное образование трещин на поверхности литой стали оказалось при 1150° Ц. При применении нового метода оказалась возможность определить количественную оценку образованных трещин в зависимости от содержания меди и олова. При предварительной перекристаллизации литых образцов в лабораторных условиях удалось получить такую же самую способность к деформации стали с 0,80% меди, которая не отличалась, что касается деформации к изгибу с перекристаллизованной сталью с содержанием прибл. пять раз меньшим количеством меди. Одинаковые результаты получены также при промышленном испытании.

Автореф.

