

# ŽELEZARSKI ZBORNIK

Stran

## VSEBINA

- Kejžar Rajko  
VZPOSTAVLJANJE NAVIDEZNEGA RAVNO-  
TEZJA MED ŽLINDRO IN KOVINO PRI DEZ-  
OKSIDACIJI JEKLA IN VARJENJU . . . . . 193
- Razinger Anton  
SVINEC KOT AVTOMATNI DODATEK V  
JEKLIH ZA CEMENTACIJO IN POBOLJ-  
SANJE TER NJEGOV VPLIV NA PREDELAV-  
NOST IN FIZIKALNE LASTNOSTI JEKEL . 203
- Vodopivec F., B. Ralič  
O SPREMEMBAH V SESTAVI PRIMARNIH  
KARBIDNIH ZRN IN IZCEJ V JEKLU ZA  
KROGLICNE LEŽAJE MED HOMOGENIZA-  
CIJSKIM ŽARJENJEM . . . . . 217
- Brudar Božidar  
IZDELAVA MATEMATICNEGA MODELA ZA  
OGREVANJE JEKLA V INDUSTRIJSKIH  
PECEH . . . . . 223
- Stocca Bogdan  
VPLIV TITANA NA PLASTICNOST OGNJEOD-  
PORNEGA FERITNEGA JEKLA z 22–24% Cr 235
- TEHNIČNE NOVICE . . . . . 243
- Černe Franc  
PRIMERJAVA MEROOBSTOJNOSTI OROD-  
NIH JEKEL . . . . . 243
- DRUŠTVENE VESTI . . . . .
- Paulin Andrej  
POROČILO IV. SEJE UPRAVNEGA ODBORA  
ZRGMIT-SRS DNE 12. 6. 1974 V LJUBLJANI . 249

LETO 8 ŠT. 4 1974  
ŽEZB BQ 8(4) 193 - 252 (1974)

## VSEBINA

Kejžar Rajko  
ZEZB 8 (4) S 193—201

**Vzpostavljanje navideznega ravnotežja med žlindro in kovino pri dezoksidaciji jekla in varjenju**

DK: 669.046.557:621.791  
ASM/SLA: D11r, K1a

Razinger Anton  
ZEZB 8 (4) S 203—216

**Svinec kot avtomatni dodatek v jeklih za cementacijo in poboljšanje ter njegov vpliv na predelavnost in fizikalne lastnosti jekel**

DK: 669.14.018.232:669.14.018.46  
ASM/SLA: SGA-k

Vodopivec F., B. Ralič  
ZEZB 8 (4) S 217—222

**O spremembah v sestavi primarnih karbidnih zrn in izcej v jeklu za kroglične ležaje med homogenizacijskim žarjenjem**

DK: 669.14.018.292—153  
ASM/SLA: CNr, N8r

Brudar Božidar  
ZEZB 8 (4) S 223—234

**Izdelava matematičnega modela za ogrevanje jekla v industrijskih pečeh**

DK: 517.947.43:581.61; 669.046  
ASM/SLA: U4S, F 216

Stocca Bogdan  
ZEZB 8 (4) S 235—242

**Vpliv titana na plastičnost ognjeodpornega feritnega jekla z 22—24 % Cr**

DK: 669.018.45  
ASM/SLA: SS, Q23p

### **Tehnične novice**

Černe Franc  
ZEZB 8 (4) S 243—247

**Primerjava meroobstoynosti orodnih jekel**

### **Društvene vesti**

Paulin Andrej  
ZEZB 8 (4) S 249

**Poročilo IV. seje upravnega odbora ZRGMIT — SRS dne 12. 6. 1974 v Ljubljani**

## INHALT

Kejžar Rajko  
ZEZB 8 (4) S 193—201

**Die Einstellung des scheinbaren Gleichgewichtes zwischen Schlacke und Metall bei der Desoxydation des Stahles beim Schweißen**

DK: 669.046.557:621.791  
ASM/SLA: D11r, K1a

Razinger Anton  
ZEZB 8 (4) S 203—216

**Blei als Zusatz zu den Einsatz und Vergütungsstählen und dessen Einfluss auf die Verformbarkeit und die physikalischen Eigenschaften**

DK: 669.14.018.232:669.14.018.46  
ASM/SLA: SGA-k

Vodopivec F., B. Ralič  
ZEZB 8 (4) S 217—222

**Die Änderungen in der Zusammensetzung der primären Karbidkörner und Seligerungen im Kugellagerstahl während des Homogenisierungs-glühens**

DK: 669.14.018.292—153  
ASM/SLA: CNr, N8r

Brudar Božidar  
ZEZB 8 (4) S 223—234

**Ausarbeitung eines mathematischen Modelles für das Erwärmen des Stahles in Industrieöfen**

DK: 517.947.43:581.61; 669.046  
ASM/SLA: U4S, F 216

Stocca Bogdan  
ZEZB 8 (4) S 235—242

**Einfluss des Titans auf die plastischen Eigenschaften des ferritischen Hitzebeständigen Stahles mit 22 bis 24 % Cr**

DK: 669.018.45  
ASM-SLA: SS, Q23p

### **Technische nachrichten**

Černe Franc  
ZEZB 8 (4) S 243—247

**Ein Vergleich der Massbeständigkeit der Werkzeugstähle**

### **Vereinsnachrichten**

Paulin Andrej  
ZEZB 8 (4) S 249

**Bericht der IV. Sitzung des Verwaltungsausschusses der ZRGMIT — SRS von 12. 6. 1974 in Ljubljana**

## CONTENTS

Kejžar Rajko

ZEZB 8 (4) S 193—201

**Quasi Equilibrium Between Slag and Metal in Deoxidation and Welding of Steel**

DK: 669.046.557:621.791

ASM/SLA: D11r, K1a

Razinger Anton

ZEZB 8 (4) S 203—216

**Lead as »Machine-Addition« to Steels for Case Hardening and Tempering and its Influence on Workability and Physical Properties of Steel**

DK: 669.14.018.232:669.14.018.46

ASM/SLA: SGA-k

Vodopivec F., B. Ralič

ZEZB 8 (4) S 217—222

**On Changes of the Composition of Primary Carbide Grains and Segregations in Steel for Ball Bearings During Homogenizing**

DK: 669.14.018.292—153

ASM/SLA: CNr, N8r

Brudar Božidar

ZEZB 8 (4) S 223—234

**Mathematic Model of Heating Steel in Industrial Furnaces**

DK: 517.947.43:581.61; 669.046

ASM/SLA: U4S, F 216

Stocca Bogdan

ZEZB 8 (4) S 235—242

**Plasticity of ferritic refractory steel with 22 to 24 % Cr**

DK: 669.018.45

ASM/SLA: SS, Q23p

**Technical News**

Černe Franc

ZEZB 8 (4) S 243—247

**Comparison of Dimensional Stability of Tool Steels**

**Association News**

Paulin Andrej

ZEZB 8 (4) S 249

**The Report from the IV. Session of the Administrative Board of ZRGMIT — SRS from June 12. 1974 in Ljubljana**

## СОДЕРЖАНИЕ

Kejžar Rajko  
ZEZB 8 (4) S 193—201

**Восстановление кажущийся равновесия между шлаком и металлом при раскислении стали и сварки.**

DK: 669.046.557:621.791  
ASM/SLA: D11r, K1a

Razinger Anton  
ZEZB 8 (4) S 203—216

**Свинец как автоматическая добавка в сталях для цементирования и улучшения и его влияние на обрабатываемость и на физические качества стали.**

DK: 669.14.018.232:669.14.018.46  
ASM/SLA: SGA-k

Vodopivec F., B. Ralič  
ZEZB 8 (4) S 217—222

**О изменении состава первичных карбидных зёрен и сегрегаций в стали для шарикоподшипников во время диффузионного отжига.**

DK: 669.14.018.292—153  
ASM/SLA: CNr, N8r

Brudar Božidar  
ZEZB 8 (4) S 223—234

**Разработка математического модели для нагрева стали в промышленных печах.**

DK: 517.947.43:581.61; 669.046  
ASM/SLA: U4S, F 216

Stocca Bogdan  
ZEZB 8 (4) S 235—242

**Пластичность огнеустойкой ферритной стали с 22—24 % Cr.**

DK: 669.018.45  
ASM/SLA: SS, Q23p

### **Технические новости**

Černe Franc  
ZEZB 8 (4) S 243—247

**Сравнение размерной стойкости инструментальных сталей.**

### **Осведомления организации**

Paulin Andrej  
ZEZB 8 (4) S 249

**Реферат с IV. заседания комитета управления ZRMIT SRS (Объединение словенских металлургов и горных инженеров и техников), 12. 6. 1974 в Любляне.**

## Vzpostavljanje navideznega ravnotežja med žlindro in kovino pri dezoksidaciji jekla in varjenju\*

DK: 669.046.557 : 621.791

ASM/SLA: D11r, K1a

Rajko Kejžar

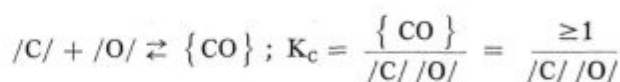
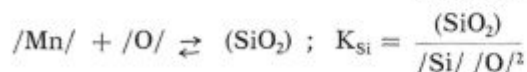
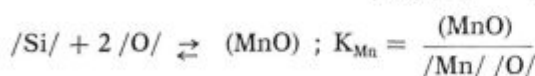
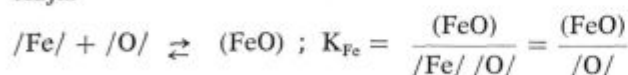
Za dezoksidacijo jekla pri varjenju je karakterističen zelo kratek čas, ki je na razpolago za potek reakcij. Med žlindro in varom se vzpostavi navidezno ravnotežje, iz taline vara pa se uspe izločiti le del oksidnih vključkov, ki so dezoksidacijskega in žlindrnega izvora.

Potek fizikalno-kemičnih procesov med varjenjem z oplaščenimi elektrodami je v članku pojasnjen na osnovi matematične obdelave rezultatov raziskav. Ugotovljene so zakonitosti glede prenosa kisika iz plinske faze v talino žlindre in talino vara in zakonitosti redukcije varilne žlindre (vzpostavljanja navideznega ravnotežja).

Opisane zakonitosti poteka reakcij med varjenjem omogočajo izračunavanje optimalne sestave oplaščenja za elektrode glede na postavljene zahteve.

### UVOD

Pri dezoksidaciji jekla poteka med raztaljeno žlindro in kovinsko talino vrsta oksidacijsko redukcijskih reakcij, ki teže k vzpostavljanju ravnotežja.



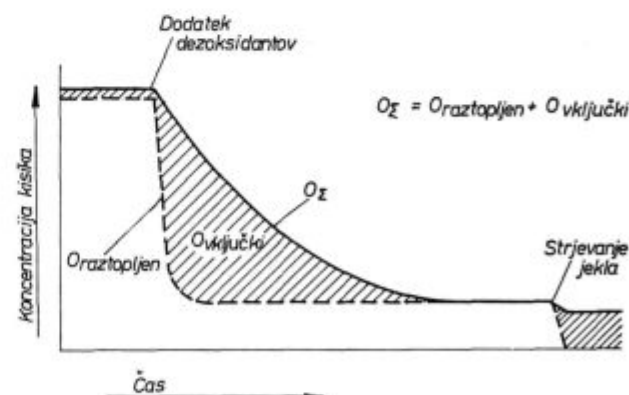
Vzpostavljanje ravnotežja poteka v skladu z naslednjo ravnotežno enačbo:

$$/O/ = \frac{(FeO)}{K_{Fe}} = \frac{(MnO)}{K_{Mn}/Mn/} = \sqrt{\frac{(SiO_2)}{K_{Si}/Si/}} = \frac{\geq 1}{K_C /C/} \quad (\text{en. 1})$$

### I. DEZOKSIDACIJA JEKLA IN VARJENJE Z OPLAŠČENIMI ELEKTRODAMI

Za spremljanje količine kisika v jeklu — študij poteka dezoksidacije jekla v odvisnosti od časa — je bistvenega pomena, da ločimo celotno vsebnost kisika v jeklu na kisik, ki je raztopljen v jeklu, in na kisik, ki je v vključkih (glej sliko 1\*\*)

Po dodatku dezoksidantov v talino jekla se koncentracija raztopljenega kisika v jeklu hitro zniža, celotna vsebnost kisika v jeklu, ki je od-



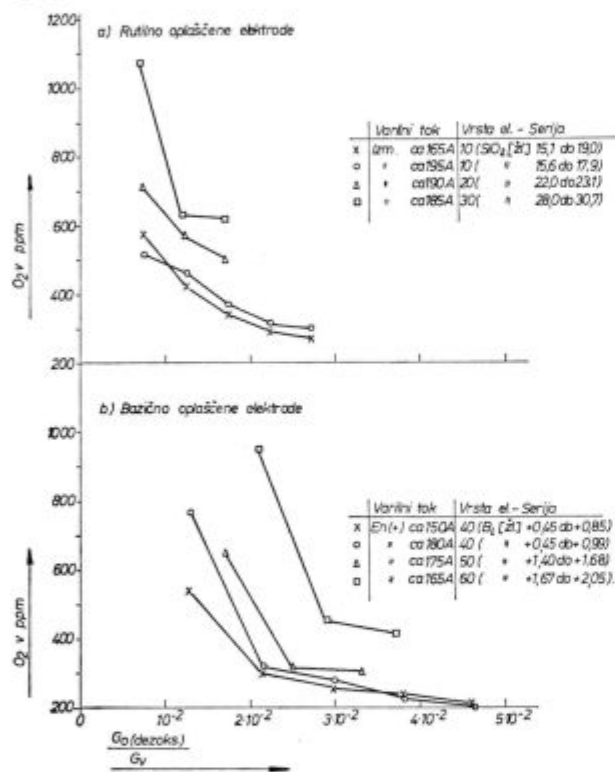
Slika 1  
Potek dezoksidacije jekla

\* Članek je povzetek predavanja z enakim naslovom, ki ga je imel dr. mag. Kejžar Rajko, dne 4. 9. 1974 na jesenskem srečanju slovenskih metalurgov v Portorožu in izvleček iz doktorske disertacije na Metalurškem odseku Oddelka za montanistiko Fakultete za NT Univerze v Ljubljani z naslovom »Vpliv dezoksidantov na prenos kisika, pri varjenju z oplaščenimi elektrodami«, ki jo je avtor članka obrnil 3. 7. 1974.

\*\* I. N. Golikov / G. M. Ickovič: Stalj (1973), št. 7, str. 591—616

visna tudi od hitrosti izločanja dezoksidacijskih vključkov, pa znatno počasneje.

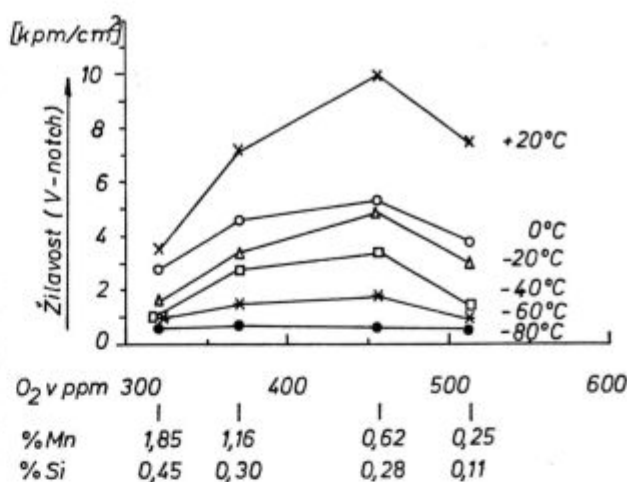
Za dezoksidacijo vara pri varjenju z oplasčeniimi elektrodami so karakteristične visoke temperature, intenzivno mešanje kopeli pod elektrodo in zelo kratek čas, ki je na razpolago za potek reakcij. Od raztalitve do zamrznjenja vara, ko so reakcije možne, je le 3 do 8 sekund. Reakcije ne potečejo do ravnotežja — vzpostavi se navidezno ravnotežje. Iz taline vara se izloči le del oksidnih vključkov, ki so dezoksidacijskega in žlindrnege izvora. Ti preostali oksidni vključki so vzrok za visoke vsebnosti kisika v varih. Pri visoki vsebnosti dezoksidantov v elektrodi nadaljnji dodatek dezoksidantov v elektrodno oblogo le malenkostno vpliva na znižanje celotne vsebnosti kisika v varu (glej sliko 2).



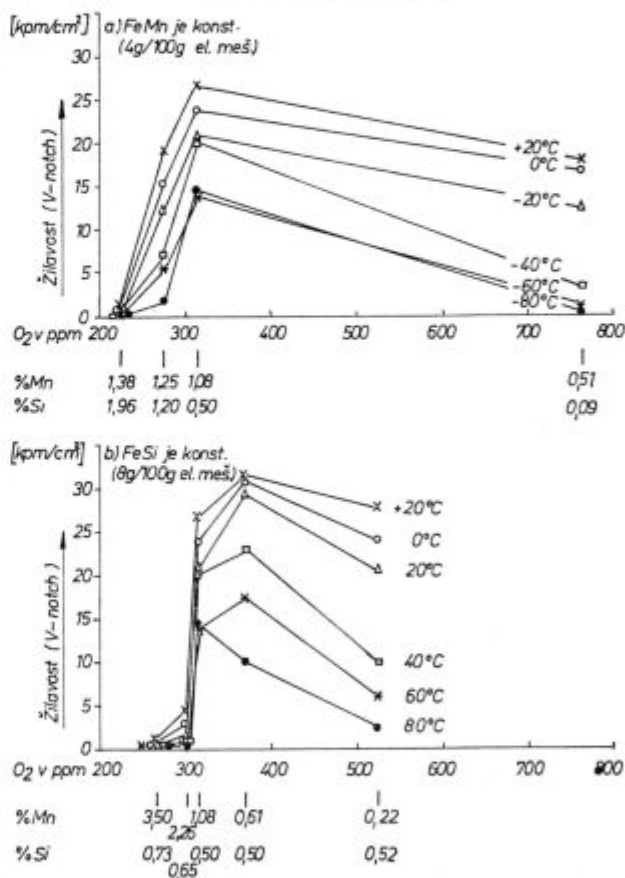
Slika 2 Vpliv dodatka dezoksidantov v elektrodni oblogi na celotno vsebnost kisika v varu

Previsoka vsebnost dezoksidantov v elektrodi pa je vzrok tudi za poslabšanje žilavosti vara (glej sliko 3 in 4).

Na sliki 3 je prikazan vpliv dezoksidacije na žilavost vara pri varjenju z rutilno oplasčenimi elektrodami, na sliki 4 pa vpliv dezoksidacije na žilavost vara pri varjenju z bazično oplasčenimi elektrodami. Z zviševanjem vsebnosti dezoksidantov v elektrodni oblogi, ki povzroči znižanje kisika v varu, se najprej žilavost vara zvišuje ter doseže pri neki določeni vsebnosti kisika v varu optimalno vrednost. Nadaljnje zviševanje vsebnosti dezoksidantov pa povzroči poslabšanje žilavosti zaradi legiranja vara s Si in Mn.



Slika 3 Vpliv dezoksidacije na žilavost vara pri varjenju z rutilno oplasčenimi elektrodami



Slika 4 Vpliv dezoksidacije na žilavost vara pri varjenju z bazično oplasčenimi elektrodami

## II. POTREBE PO DEZOKSIDANTIH PRI VARJENJU Z OPLASČENIMI ELEKTRODAMI

Količina dezoksidantov, ki mora biti v elektrodi, da dobimo po varjenju optimalno žilavost vara, je odvisna predvsem od sestave in debeline oplasčenja.

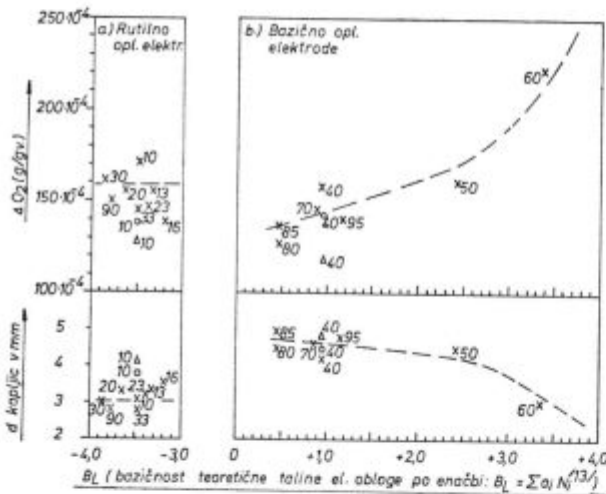
Med varjenjem poteka oksidacija elementov (dezoksidantov) le s kisikom, ki pride iz plinske faze v talino žlindre in talino vara, ter s kisikom, ki vstopa v reakcije vzpostavljanja navideznega ravnotežja zaradi redukcije varilne žlindre, to je redukcije Fe in Mn-oksidov ter SiO<sub>2</sub> in TiO<sub>2</sub>.

**1.) Prenos kisika — reakcije s plinsko fazo**

Prenos kisika iz plinske faze v talino žlindre in talino vara ima najpomembnejši vpliv na porabo dezoksidantov. Ker je vezan na nastanek feritov, na prenos vodika v var in na oksidacijo površine kapljice, je odvisen predvsem od sestave in debeline oplaščenja ter jakosti varilnega toka.

Vzrok za velik vpliv sestave elektrodne obloge na »prenos kisika« je predvsem bazičnost nastajajoče varilne žlindre. Zvišanje bazičnosti, to je povečanje koncentracije prostih disociiranih O<sup>2-</sup> ionov v talini varilne žlindre, ima za posledico pospešitev reakcij s plinsko fazo.

Bazičnost teoretične taline elektrodne obloge, to je žlindre, ki nastaja ob nastanku kapljic, je eden najpomembnejših pokazateljev za oceno prenosa kisika iz plinske faze v talino žlindre in talino vara (glej sliko 5).



x označuje srednje vrednosti za  $\Delta O_2$ (g/gv) in d kapljic v mm za:  
 a.) rutilno oplašene elektrode, ki so sušene pri temp. 250°C in smo z njimi varili z izmeničnim tokom  
 b.) bazično oplašene elektrode, ki so sušene pri temp. 450°C in smo z njimi varili z enosmernim tokom na + pol  
 o označuje srednje vrednosti pri znižani jakosti el. toka  
 Δ označuje srednje vrednosti pri zmanjšanem f-oplaščenju (zmanjšano razmerje G<sub>Zl</sub>/G<sub>v</sub> in znižano jakost toka)  
 Op-Številka ob točki pomeni serijo el. obloge

Slika 5

**Prenos kisika iz plinske faze v talino žlindre in kovine v odvisnosti od sestave elektrodne obloge (bazičnosti) in odtaljevanja**

Zelo pomembno vlogo pri »prenosu kisika«, ki je v veliki meri vezan na oksidacijo površine kapljice, pa ima tudi odtaljevanje. Povečanje velikosti kapljic, ki ima za posledico zmanjšanje površine na enoto teže kapljic, povzroči zmanj-

šanje prenosa kisika iz plinske faze v talino žlindre in talino vara. Ta razlaga pojasnjuje vpliv debeline oplaščenja in jakosti varilnega toka na »prenos kisika«. V diagramu na sliki 5 je to prikazano s serijama elektrod 10 in 40. Vpliv odtaljevanja pa pojasnjuje tudi sorazmerno visok »prenos kisika« pri varjenju z rutilno oplaščenimi elektrodami.

**2.) Vzpostavljanje navideznega ravnotežja med žlindro in varom**

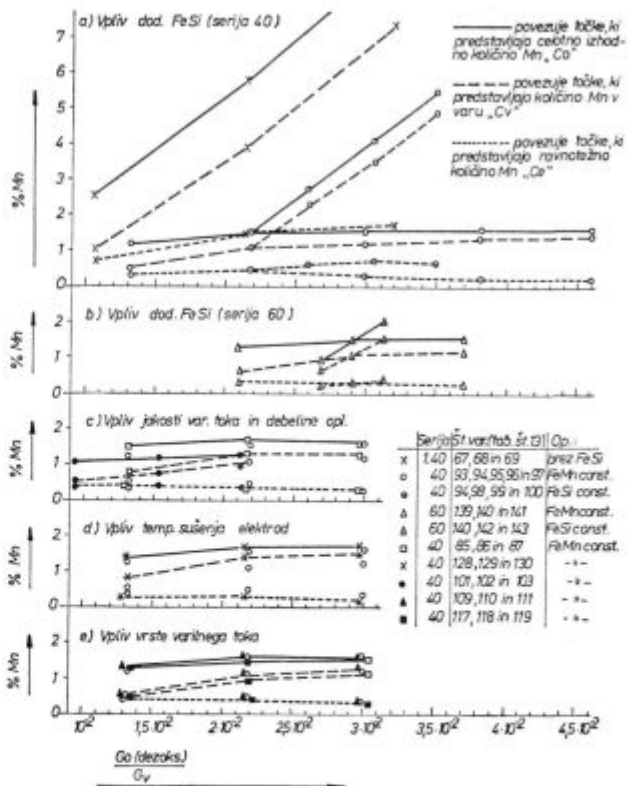
Zaradi redukcije varilne žlindre je razmerje med količino žlindre in količino vara (G<sub>Zl</sub>/G<sub>v</sub>) tudi zelo pomembno za porabo dezoksidantov. Potrebe po dezoksidantih se povečujejo z naraščanjem količine žlindre na enoto vara.

Redukcija varilne žlindre — vzpostavljanje navideznega ravnotežja — poteka v skladu z naslednjo ravnotežno enačbo:

$$a/O/ = \frac{a(FeO)}{K^{a}_{Fe}} = \frac{a(MnO)}{K^{a}_{Mn} \cdot a_{/Mn/}} = \sqrt{\frac{a(SiO_2)}{K^{a}_{Si} \cdot a_{/Si/}}} \quad \text{(en. 2)}$$

Ker pa reakcije med raztaljeno žlindro in kovinsko talino vara ne potečejo do ravnotežja, moramo pri razlagi fizikalno-kemičnih procesov med varjenjem upoštevati tudi njihovo hitrost.

Oksidacija Mn in Si pri varjenju z bazično oplaščenimi elektrodami je prikazana na diagra-



Slika 6

**Oksidacija Mn pri varjenju z bazično oplaščenimi elektrodami**



mih na slikah 6 in 7, oksidacija Mn pri varjenju z rutilno oplaščenimi elektrodami pa na diagramih na sliki 8.

Reakciji med Mn in kisikom ter Si in kisikom, ki so raztopljeni v kovinski kopeli, sta hitri ter potečeta skoraj do ravnotežja. Pri elektrodah, ki vsebujejo nizek dodatek dezoksidantov, je namreč razlika med dejansko ( $\approx C_v$ ) in ravnotežno ( $\approx C_o$ ) koncentracijo Mn in Si v varu majhna (glej slike 6, 7 in 8).

Pri ostalih bazično oplaščenih elektrodah (sliki 6 in 7) je oksidacija Mn in Si med varjenjem vezana na raztapljanje kisika (FeO) v kovinski talini. Razlika med začetno ( $\approx C_o$ ) in dejansko ( $\approx C_v$ ) koncentracijo Mn in Si v varu ostane zato kljub do-

dajanju dezoksidantov v elektrodno oblogo skoraj nespremenjena. Spremeni pa se s spremembo bazičnosti, ki povzroči spremembo v prenosu kisika iz plinske faze v talino žlindre in talino vara, in ob prisotnosti drugih dezoksidantov, ki tudi reagirajo z raztopljenim kisikom v varu (glej sliki 6 in 7). To je vzrok tudi za zmanjšanje navidezne hitrosti oksidacije Mn in Si pri varjenju z elektrodami, ki so sušene pri nižji temperaturi (glej sliki 6 in 7 diagrama »d« — Posledica sušenja pri nižji temperaturi je preostanek višje vsebnosti ogljika v elektrodni oblogi).

Pri rutilno oplaščenih elektrodah (slika 8) pa je oksidacija Mn med varjenjem vezana na raztapljanje kisika (FeO) v kovinski talini in na redukcijo  $SiO_2$  in  $TiO_2$  v varilni žlindri (Redukcija  $SiO_2$  in  $TiO_2$  je pri žlindrah rutilno oplaščenih elektrod izrazitejša zato, ker je aktivnost  $SiO_2$  in  $TiO_2$  v teh žlindrah bistveno višja kot v žlindrah bazično oplaščenih elektrod).

Zaradi redukcije  $SiO_2$  in  $TiO_2$  se pri varjenju z rutilno oplaščenimi elektrodami razlika med začetno ( $\approx C_o$ ) in dejansko ( $\approx C_v$ ) koncentracijo Mn v varu povečuje z zviševanjem vsebnosti FeMn v elektrodni oblogi (glej sliko 8).

V diagramih na slikah 2, 6, 7 in 8 sem dodatek dezoksidanta v elektrodni oblogi prikazoval kot » $G_o(\text{dezoks}) / G_v$ «, to je kot količino kisika, ki jo teoretično lahko vežejo dezoksidanti v elektrodni oblogi na enoto vara. Tako sem poenotil prikazovanje, to je izravnal razlike, ki nastopijo pri elektrodah zaradi razlik v izbiri in količini dezoksidantov ter sestavi in debelini oplaščenja.

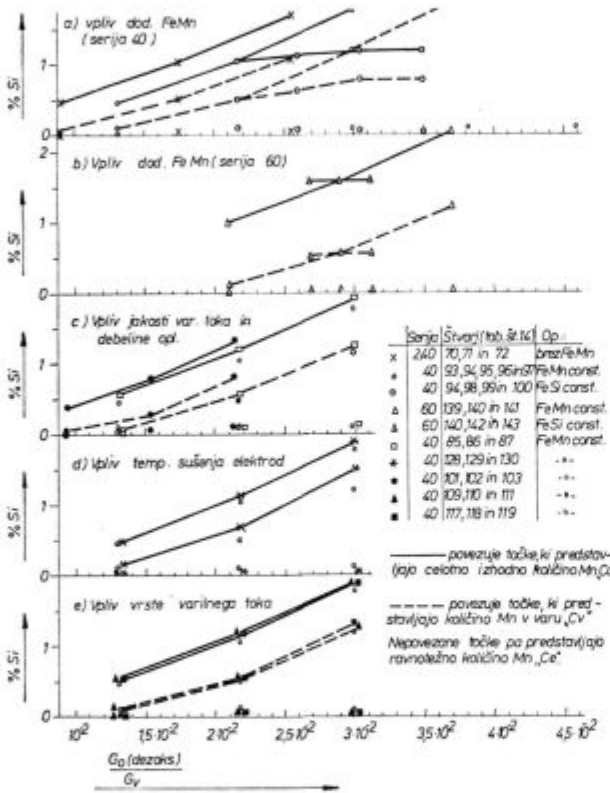
Pri računanju ravnotežnih koncentracij sem v vseh primerih upošteval aktivnosti prisotnih sestavin. Koeficiente termodinamične aktivnosti elementov v jeklu sem računal s pomočjo konstant medsebojnega vpliva, koeficiente termodinamične aktivnosti sestavin žlinder pa po enačbah, ki sem jih izpeljal za varilne žlindre na osnovi ionske teorije in termodinamike žlinder v skladu s teoretskimi izpeljavami Kožuevova.

Izpeljava enačb temelji na enačbah notranje energije, entropije in proste energije večkomponentnega sistema.

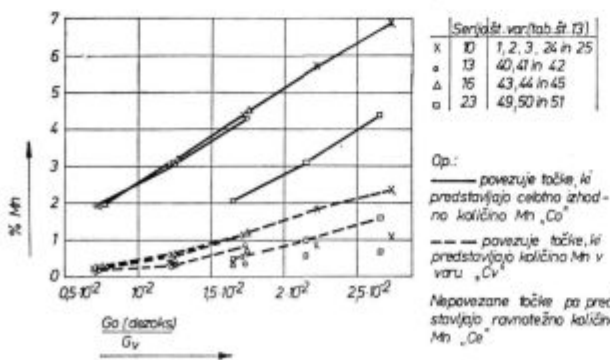
$$F(\text{prosta energija}) = E - TS = \sum_{i=1}^K X_i \cdot F_i + RT \sum_{i=1}^K X_i \cdot \ln X_i + \sum_{i=1}^{K-1} \sum_{j=i+1}^K X_i \cdot X_j \cdot Q_{ij} \quad (\text{en. 3})$$

$$X_i = \frac{v_i \cdot n_i}{\sum_{i=1}^K v_i \cdot n_i}$$

$X_i$  — ionski ulomek komponente »i«  
 $n_i$  — koncentracija komponente »i« v g-molih  
 $v_i$  — število kovinskih atomov v molekuli komponente »i«



Slika 7 Oksidacija Si pri varjenju z bazično oplaščenimi elektrodami



Slika 8 Oksidacija Mn pri varjenju z rutilno oplaščenimi elektrodami

Iz enačbe za kemijski potencial izbrane komponente lahko izrazimo enačbo za izračunavanje koeficienta termodinamične aktivnosti te komponente v raztaljeni žilindri.

$$\mu_L = \frac{\partial F'}{\partial n_L} = \nu_L \cdot (F_L + RT \ln X_L + \sum_{i=1}^{L-1} X_i \cdot Q_{iL} + \sum_{i=L+1}^K X_i \cdot Q_{Li} - \sum_{i=1}^{K-1} \sum_{j=i+1}^K X_i \cdot X_j \cdot Q_{ij}) = \nu_L (F_L + RT \ln X_L + RT \cdot \ln f_L) \quad (\text{en. 4})$$

$$RT \ln f_L = \sum_{i=1}^{L-1} X_i \cdot Q_{iL} + \sum_{i=L+1}^K X_i \cdot Q_{Li} - \sum_{i=1}^{K-1} \sum_{j=i+1}^K X_i \cdot X_j \cdot Q_{ij} \quad (\text{en. 5})$$

Enačbe 3, 4 in 5 veljajo le za bazične žilindre. Pri kislih žilindrah pa moramo zaradi polimerizacije upoštevati še povečanje notranje in proste energije s členom, ki ima nekoliko poenostavljen v primeru varilnih žilinder naslednjo obliko:

$$[2(X_5 + X_6) - \sum_{i=1}^3 X_i - 0,5 X_4]^2 \cdot \sum_{i=1}^4 X_i \cdot q_i$$

Op.:  $X_1, X_2 \dots X_i \dots$  do  $X_9$  so ionski ulomki komponent varilne žilindre. Označil sem jih s številkami od 1 do 9 v naslednjem vrstnem redu: FeO, MnO, CaO, ( $K_2O + Na_2O$ ),  $SiO_2$ ,  $TiO_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $Fe_2O_3$  in  $CaF_2$ .

Enačba proste energije, prirejena za varilne žilindre, ki je bila izhodišče za izpeljavo enačb za izračunavanje koeficientov termodinamične aktivnosti, je imela torej naslednjo obliko:

$$F' = F \sum_{i=1}^9 \nu_i n_i = \sum_{i=1}^9 \nu_i \cdot n_i \cdot F_i + RT \sum_{i=1}^9 \nu_i \cdot n_i \cdot \ln X_i + \frac{\sum_{i=1}^8 \sum_{j=i+1}^9 \nu_i \cdot \nu_j \cdot n_i \cdot n_j \cdot Q_{ij}}{\sum_{i=1}^9 \nu_i \cdot n_i} + \left[ \frac{2(\nu_4 n_5 + \nu_6 n_6) - \sum_{i=1}^3 \nu_i n_i - 0,5 \nu_4 n_4}{\sum_{i=1}^9 \nu_i n_i} \right]^2 \cdot \sum_{i=1}^4 \nu_i \cdot n_i \cdot q_i \quad (\text{en. 6})$$

(Z enačbami od 3 do 6 je na kratko prikazana izpeljava enačb za izračunavanje koeficientov termodinamične aktivnosti komponent v talinah varilnih žilinder).

V skladu z ravnotežno enačbo (en. 2) in ugotovitvami glede hitrosti poteka fizikalno-kemičnih procesov med varjenjem smo z obdelavo rezultatov raziskav (kemičnih analiz) na računalniku IBM 360/30 ugotovili, da velja v območju raziskav (od 0,02 do 0,1 ut % celotne vsebnosti kisika v varu) linearna zveza med celotno vsebnostjo kisika v varu ([O]) ter naslednjimi členi:

$$(\% \text{ FeO}^*), \frac{\% \text{ MnO}}{\% \text{ Mn}} \text{ in } \sqrt{\frac{\% \text{ SiO}_2}{\% \text{ Si}}}$$

Op.:  $(\% \text{ FeO}^*) = (\% \text{ FeO}) + 1,35 (\% \text{ Fe}_2\text{O}_3)$ ;

$$\frac{M_{\text{FeO}}}{M_{\text{Fe}_2\text{O}_3}} \cdot 3 = 1,35$$

Pri izpeljavi enačb sem vpliv aktivnosti sestavin in vpliv navidezne hitrosti vzpostavljanja ravnotežja upošteval tako, da sem ločeno obdelal bazično in rutilno oplaščene elektrode ter da sem enačbe izpeljal s členoma %  $SiO_2$  in  $B_L$  (bazičnost varilne žilindre), ki sta v zvezi z redukcijo žilindre in prenosom kisika iz plinske faze v talino žilindre in talino vara ter zato odločilno vplivata na navidezno hitrost vzpostavljanja ravnotežja med žlindro in varom.

#### Bazično oplaščene elektrode

$(\% \text{ FeO}^*) = 4,72 + 78,7 \cdot [O] - 0,114 \% \cdot SiO_2 - 0,32 B_L$  ; 93,1 %-na korelacija (en. 7)

$\frac{(\% \text{ MnO})}{\% \text{ Mn}} = 1,76 + 176,0 \cdot [O] - 0,144 \% \cdot SiO_2 - 1,55 B_L$  ; 94,7 %-na korelacija (en. 8)

$\sqrt{\frac{(\% \text{ SiO}_2)}{\% \text{ Si}}} = 5,53 + 179,3 \cdot [O] - 0,264 \% \cdot SiO_2$  ; 93,8 %-na korelacija (en. 9)

Redukcija  $TiO_2$  je neznatna

Op. Enačbe 7, 8 in 9 veljajo za elektrode, ki so osušene na temperaturi  $450^\circ \text{C}$ , za varjenja z enosmernim tokom na + pol

#### Rutilno oplaščene elektrode

$(\% \text{ FeO}^*) = 6,83 + 179,6 \cdot [O] - 0,33 \% \cdot SiO_2$  ; 86,4 %-na korelacija (en. 10)

$\frac{(\% \text{ MnO})}{\% \text{ Mn}} = 11,49 + 688,7 \cdot [O] - 1,00 \% \cdot SiO_2$  ; 84,9 %-na korelacija (en. 11)

$\sqrt{\frac{(\% \text{ SiO}_2)}{\% \text{ Si}}} = 3,36 + 121,3 \cdot [O]$  ; 87,0 %-na korelacija (en. 12)

Redukcija  $TiO_2$ :

$\Delta O_2$  (red.  $TiO_2$  v g/g v) =  $10^{-4} \cdot (51,7 - 440,3 \cdot [O] + 163,2 \frac{G_{Z1}}{G_v} - 3,49 \frac{Q}{G_v} - 0,52 \% \text{ TiO}_2)$  ; 91,6 %-na korelacija (en. 13)

Op.: Enačbe 10, 11, 12 in 13 veljajo za elektrode, ki vsebujejo do okoli 10 % kaolina v elektrodni oblogi in so osušene pri temperaturi 250° C, za varjenja z izmeničnim tokom.

Legenda oznak v podanih enačbah:

% FeO, % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, % MnO, % SiO<sub>2</sub> in % TiO<sub>2</sub> — sestava varilne žlindre (ut. %)

% Mn in % Si — sestava vara (ut. %)

[O] — celotna vsebnost kisika v varu (ut. %)

G<sub>z</sub> in G<sub>v</sub> — količina žlindre in vara v g (računano na eno elektrodo)

Q = I · U · t — porabljena energija v KWs (računano na eno elektrodo)

B<sub>L</sub> = Σ a<sub>i</sub>N<sub>i</sub> — bazičnost varilne žlindre

Δ O<sub>2</sub> (red. TiO<sub>2</sub> v g/gv) — količina kisika, ki odgovarja redukciji TiO<sub>2</sub> (računano na 1 gram vara)

### III. PRAKTIČNA UPORABNOST UGOTOVITEV PRI VARJENJU IN IZPOPOLNJEVANJU VARILNIH OPLAŠČENIH ELEKTROD

Ugotovljene odvisnosti med oplaščenjem in »prenosom kisika«, izpeljane zakonitosti redukcije TiO<sub>2</sub> in zakonitosti vzpostavljanja navideznega ravnotežja med žlindro in varom ter poznavanje poteka reakcij, ki se odvijajo že pri sušenju elektrod, nam omogočajo, da lahko že na osnovi izbrana izkoristka varjenja, količine žlindre ter sestave vara in sestave žlindre (glede na njene fizikalne lastnosti) izračunamo optimalno sestavo oplaščenja za elektrodo glede na postavljene zahteve.

Izkoristek varjenja ter količino in sestavo varilne žlindre izberemo na osnovi zahtevanih varilno tehničnih lastnosti, ki jih mora imeti elektroda.

Izbrana sestava vara je le orientacija za računanje. Z računom namreč ugotovimo tudi, kakšna bo optimalna sestava vara v izbranem primeru (izbran izkoristek varjenja ter količina in sestava varilne žlindre).

Teoretično izračunavanje optimalne sestave in debeline oplaščenja glede na zahtevane lastnosti, ki jih mora imeti elektroda, omogoča hiter razvoj in izpopolnjevanje varilnih oplaščenih elektrod ter s tem hitro prilagajanje zahtevam tržišča.

#### Literatura

1. Koch: »Handbuch der Schweisstechnologie Lichtbogenschweissen« (Deutscher Verlag für Schweisstechnik — DVS — GMBH, Düsseldorf 1961).
2. D. Seferijan: »Metalurgija zavarivanja« (Građevinska knjiga, Beograd 1969).
3. M. Beckert, A. Neumann: »Grundlagen der Schweisstechnik« (VEB Verlag Technik, Berlin 1969).
4. V. D. E.: »Die physikalische Chemie der Eisen und Stahlerzeugung« (Verlag Stahleisen M. B. H., Düsseldorf 1964).
5. J. F. Elliott, M. Gleiser: »Thermochemistry for Steelmaking—II« (Addison-Wesley Publishing Co INC, London 1960).

6. Ernest M. Levin, Howard F. McMurdie, F. P. Hall: »Phase Diagrams for Ceramists« (The American Ceramic Society, Ohio 1956).
7. Walter J. Moore: »Fizička hemija« (Naučna knjiga, Beograd 1962).
8. I. Kuščer, A. Moljk: »Fizika — 3« (Državna založba Slovenije, Ljubljana 1963).
9. P. Stular: »Studij varjenja pod žlindro — I.« (Poročilo Zavoda za varjenje SRS — Ljubljana 1968).
10. M. G. Froberg, M. L. Kapoor: »Schweissen und Schneiden 24 (1972), št. 8, str. 293/295.
11. J. H. Palm: »Welding Journal 51 (1972), št. 7, str. 358—360-s.
12. Segawa, Tsunetomi, Nakamura, Katayama: »Transactions Iron and Steel Inst. Japan 9 (1969), št. 2, str. 96—99.
13. Eüchi Tsunetomi, Haruo Fujita: »Soud. Techn. conn 26 (1972), št. 3/4, str. 125/139.
14. H. Miska, M. Wahlster: »Archiv für das Eisenhüttenwesen 44 (1973), št. 1, str. 19/25.
15. E. Grethen, L. Philippe: »Revue de Metallurgie 68 (1971), št. 10, str. 647/654.
16. G. Pomey, B. Trentini: »Revue de Metallurgie 68 (1971), št. 10, str. 603/623.
17. A. A. Erohin, G. N. Kotov: Avtomatičeskaja svarka (1970), št. 2, str. 68/69.
18. A. A. Erohin: Fizika i hemija obrabotki materialov (1969), št. 5, str. 56/61.
19. V. A. Beshlebnij, L. K. Lešinskij: Svaročnoe proizvodstvo (1972), št. 4, str. 11/13.
20. N. F. Rjižov, K. V. Bagrjanskij: Svaročnoe proizvodstvo (1972), št. 3, str. 11/12.
21. V. M. Panovko, E. G. Bioškin: Svaročnoe proizvodstvo (1970), št. 8, str. 33/35.
22. A. N. Bjikov, A. A. Erohin: Svaročnoe proizvodstvo (1965), št. 7, str. 25/28.
23. A. N. Bjikov, A. A. Erohin: Svaročnoe proizvodstvo (1963), št. 7, str. 1/4.
24. A. N. Bjikov, A. A. Erohin: Avtomatičeskaja svarka (1961), št. 9, str. 10/19.
25. A. A. Erohin, A. N. Bjikov, O. M. Kuznecov: Avtomatičeskaja svarka (1961), št. 8, str. 13/19.
26. A. A. Erohin: Svaročnoe proizvodstvo (1957), št. 12, str. 5/9.
27. A. N. Bjikov: Svaročnoe proizvodstvo (1968), št. 12, str. 6/8.
28. A. A. Erohin, G. N. Kotov: Avtomatičeskaja svarka (1967), št. 10, str. 16/20.
29. I. K. Pohodnja, I. R. Javdošin, G. G. Koričij, A. P. Paljcevič: Avtomatičeskaja svarka (1969), št. 1, str. 18/22.
30. I. V. Ljahovaja, D. M. Kušnerev, V. V. Podgackij: Avtomatičeskaja svarka (1972), št. 9, str. 31/35.
31. V. A. Beshlebnij, K. V. Bagrjanskij, L. F. Lavrik, L. K. Lešinskij: Svaročnoe proizvodstvo (1968), št. 12, str. 9/10.
32. I. G. Noskov: Avtomatičeskaja svarka (1970), št. 12, str. 36/39.
33. J. Heuschkel: Ekspres informacija — Svarka (1971), št. 10, str. 1/46; Weld. J. 48 (1969), št. 8, str. 328/347.
34. A. A. Erohin, O. M. Kuznecov: Avtomatičeskaja svarka (1972), št. 2, str. 72/73.
35. V. S. Bender, V. S. Tokarev, V. I. Galinič, V. V. Podgackij: Avtomatičeskaja svarka (1972), št. 7, str. 69.
36. Kl. A. Olejničenko N. G. Zavarika, K. A. Olejničenko: Avtomatičeskaja svarka (1971), št. 1, str. 74/75.
37. I. K. Pohodnja, I. R. Javdošin: Avtomatičeskaja svarka (1971), št. 10, str. 21/23.
38. J. Ruge, V. Jürgens, R. Müller: Technische Mitteilungen 64 (1971), št. 7, str. 301/304.

39. W. Hummitzsch: Schweissen und Schneiden 13 (1961), št. 5, str. 187/195.
40. W. Hummitzsch, L. Hense: Schweissen und Schneiden 14 (1962), št. 5, str. 201/210.
41. F. Rapatz, W. Hummitzsch: Stahl und Eisen 65 (1945), št. 9/10, str. 109/118 in 141/148.
42. A. Prešeren: Metalurgija II (1972), št. 2, str. 3/12.
43. R. Killing: Draht-Welt 58 (1972), št. 5, str. 259/266.
44. W. Hummitzsch: Schweissttechnik 4 (1950), št. 11, str. 1/10.
45. W. Röhl: Der Praktiker (1971), št. 12, str. 254/256.
46. R. Kežar: Železarski zbornik 6 (1972), št. 1, str. 47-63.
47. I. K. Pohodnja, I. R. Javdošin: Avtomatičeskaja svarka (1972), št. 3, str. 9/12.
48. G. G. Korickij, I. K. Pohodnja: Avtomatičeskaja svarka (1970), št. 7, str. 17/19.
49. I. K. Pohodnja, G. G. Korickij: Svaročnoe proizvodstvo (1970), št. 8, str. 32/33.
50. I. K. Pohodnja, A. E. Marčenko, B. A. Kostenko: Avtomatičeskaja svarka (1965), št. 5, str. 8/10.
51. V. V. Stepanov, B. E. Lopaev: Avtomatičeskaja svarka (1965), št. 11, str. 28/30.
52. B. E. Lopaev, A. A. Pliševskij, V. V. Stepanov: Avtomatičeskaja svarka (1966), št. 1, str. 27/29.
53. P. P. Evseev: Avtomatičeskaja svarka (1967), št. 11, str. 42/45.
54. A. I. Sergienko: Avtomatičeskaja svarka (1965), št. 6, str. 26/31.
55. A. I. Bočorišvili, S. B. Jakobašvili: Svaročnoe proizvodstvo (1968), št. 10, str. 13/15.
56. S. B. Jakobašvili, T. G. Mudžiri, A. V. Skljarov: Avtomatičeskaja svarka (1965), št. 8, str. 44/45.
57. H. J. Klingelhöfer, P. Mathis, A. Choudhury: Archiv für das Eisenhüttenwesen 42 (1971), št. 5, str. 299/306.
58. M. Beckert, U. Franz, N. Neschanjan: Schweissttechnik 21 (1971), št. 6, str. 245/247.
59. V. Schmidt: Schweissen und Schneiden 23 (1971), št. 1, str. 22/24.
60. W. Hummitzsch: Draht-Welt 51 (1965), št. 7, str. 362/365.
61. F. Erdmann-Jesnitzer, D. Rehfeldt, H. Kroker: Schweissttechnik 26 (1972), št. 8, str. 169/175.
62. F. Erdmann-Jesnitzer, D. Rehfeldt: Technische Mitteilungen 63 (1970), št. 11, str. 566/573.
63. O. Becken: Schweissen und Schneiden 22 (1970), št. 11, str. 478/479.
64. G. Rabensteiner, H. Rettenbacher: Schweissttechnik 25 (1971), št. 1, str. 17/24.
65. H. E. Weinschenk: Beitrag zur Veränderung des Abschmelzcharakters von ummantelten Elektroden durch den elektrischen Anschlusskreis (Akademie-Verlag, Berlin 1960).
66. Jevdjič Krsto: Diplomsko delo »Izdelava in umerjanje viskozimetra« (Ljubljana 1962).
67. L. Knez: Priručnik za upotrebu dodatnog materiala kod zavarivanja topljenjem (Železarna Jesenice 1964).
68. Spravočnik himika I. (Gosudarstvennoe naučno-tehničeskoe izdateljstvo himičeskoj literaturji, Leningrad-Moskva 1962).
69. Spravočnik himika II. (Gosudarstvennoe naučno-tehničeskoe izdateljstvo himičeskoj literaturji, Leningrad-Moskva 1963).
70. Metalurški priručnik (Tehniška založba Slovenije, Ljubljana 1972).
71. Laboratorijski priručnik (Slovensko kemijsko društvo, Ljubljana 1967).
72. D. Ja. Povolockij: Razkisljenje stali (Izdateljstvo »Metallurgija«, Moskva 1972).
73. W. Hinz: Silikate (VEB Verlag für Bauwesen, Berlin 1963).
74. H. Salmang: Die Keramik (Springer-Verlag, Berlin/Göttingen/Heidelberg 1958).
75. K. Konopicky: Feuerfeste Baustoffe (Verlag Stahleisen M. B. H., Düsseldorf 1957).
76. V. A. Kožurov: Termodinamika metallurģičeskih šlakov (Gosudarstvennoe naučno-tehničeskoe izdateljstvo literaturji po černoj i cvetnoj metallurgii — Sverdlovskoe otdelenie, Sverdlovsk 1955).
77. A. A. Kazakov: Kislorod v židkoj stali (Izdateljstvo »Metallurgija«, Moskva 1972).

## ZUSAMMENFASSUNG

Für die Desoxydation des Schweissgutes beim Schweissen mit ummantelten Elektroden ist charakteristisch, dass eine sehr kurze Zeit für den Verlauf der Reaktionen zur Verfügung ist. Die Reaktionen zwischen der erschmolzenen Schweisschlacke und der Schmelze des Schweissgutes verlaufen nicht bis zu dem Gleichgewicht. Zwischen der Schmelze und Schlacke stellt sich ein scheinbares Gleichgewicht auf. Aus der Schweissgutschmelze scheidet sich nur ein Teil der oxydischen Einschlüsse aus, welche als Desoxydationsprodukte entstanden sind, oder von der Schweisschlacke her stammen. Diese verbliebenen oxydischen Einschlüsse sind die Ursache, dass mit einer grösseren Menge der Desoxydationselemente der Gesamtsauerstoffgehalt im Schweissgut nur bis zu einer bestimmten Grenze erniedrigt werden kann. Eine zu grosse Menge der Desoxydationselemente in der Schweisselektrode verursacht das Verschlechtern der Zähigkeit wegen des Legierens des Schweissgutes mit Si und Mn.

Während des Schweissens verläuft die Oxydation der Desoxydationselemente nur mit Sauerstoff, welcher aus der Gasphase in die Schlacken und Stahlschmelze und mit dem Sauerstoff, welcher in die Reaktionen bei der Einstellung des scheinbaren Gleichgewichtes aus der Reduktion der Schweisschlacke, das heisst, der Fe und Mn Oxide des SiO<sub>2</sub> und TiO<sub>2</sub> übergeht.

Den wichtigsten Einfluss auf den Verbrauch der Desoxydationsmittel beim Schweissen mit umhüllten Elektroden hat der Übergang des Sauerstoffes aus der Gaspha-

se in die Schlacken und Stahlschmelze, welcher wieder von der Zusammensetzung und der Ummantelungsdicke, und der Stromstärke abhängig ist.

Ein Richtwert für die Bewertung des Sauerstoffüberganges ist die Basizität der theoretischen Schmelze, der Elektrodenummantelung (Schlacke beim Entstehen der Tropfen). Eine wichtige Rolle bei dem Sauerstoffübergang hat auch das Abschmelzen (die Grösse der Tropfen welche beim Schweissen abschmelzen).

Der Desoxydationsmittelverbrauch ist auch von dem Verhältnis zwischen der Schlackenmenge und der Schweissgutmenge ( $G_{sl}/G_s$ ) abhängig. Der Desoxydationsmittelverbrauch wird grösser beim wachsen dieses Verhältnisses. Der Grund dafür ist die Reduktion der Schweisschlacke — das Einstellen des scheinbaren Gleichgewichtes. Diese Reaktionen verlaufen in Übereinstimmung mit der folgenden Gleichgewichtsgleichung:

$$a_{O/} = \frac{a_{(FeO)}}{K_{Fe}^a} = \frac{a_{(MnO)}}{K_{Mn}^a \cdot a_{/Mn/}} = \sqrt{\frac{a_{(SiO_2)}}{K_{Si}^a \cdot a_{/Si/}}}$$

Da diese vor der Gleichgewichtseinstellung einfrieren, muss bei der Erläuterung der physikalisch-chemischen Prozesse während des Schweissens auch deren Geschwindigkeit berücksichtigt werden. Für die Verständigung des Einstellens des scheinbaren Gleichgewichtes zwischen der

Schlacke und Schweissgut sind folgende Feststellungen von besonderer Wichtigkeit:

— Die Reaktionen zwischen Mangan und Sauerstoff, und Silizium und Sauerstoff, welche im Metallbad gelöst sind, verlaufen schnell und fast bis zum Gleichgewicht.

— Die Oxydation des Mangans und Siliziums während des Schweißens ist nur von der Lösungsgeschwindigkeit des Sauerstoffes in der Stahlschmelze abhängig (die langsamste Reaktion). Diese ist von der Schweißtemperatur, von der Reduktionsfähigkeit der entstehenden Schweißschlacke und vom Übergang des Sauerstoffes aus der Gasphase in die Schlacken und Stahlschmelze abhängig, das heisst, von der Basizität der entstehenden Schweißschlacke und des Abschmelzens.

Mit der Berücksichtigung der Aktivität der Bestandteile und der Geschwindigkeit der Gleichgewichtseinstellung bei dem Reaktionsverlauf während des Schweißens mit ummantelten Elektroden, wird in Übereinstimmung

mit der Gleichgewichtsgleiche im Bereich der Untersuchungen (von 0.02 bis 0.1 Gewichtsprozent des Gesamtsauerstoffes im Schweissgut eine lineare Abhängigkeit zwischen dem Gesamtsauerstoffgehalt im Schweissgut ([O]) und folgenden Gliedern erreicht:

$$(\% \text{FeO}^*), \frac{(\% \text{MnO})}{\% \text{Mn}} \text{ und } \sqrt{\frac{(\% \text{SiO}_2)}{\% \text{Si}}}$$

Mit der Auswahl des Schweißausbringens, der Schlackenmenge, der Schweissgutzusammensetzung und der Schlackenzusammensetzung im Bezug auf deren physikalische Eigenschaften, kann auf Grund der beschriebenen Gesetzmässigkeiten (Diagramme und ausführte Gleichungen) bei dem Reaktionsverlauf beim Schweißen, eine optimale Zusammensetzung der Elektrodenummantelung im Bezug auf die vorgeschriebenen Eigenschaften ausgerechnet werden.

## SUMMARY

Deoxidation of the weld in welding coated electrodes is characterized by a very short time available for reactions. No equilibrium is achieved between the welding slag and the molten metal. Only a part of oxide inclusions precipitates from the melt. They are originated either from the slag or due to deoxidation. The oxide inclusions which do not precipitate cause that oxygen content can be reduced only to a certain degree though the amount of deoxidizing agents in the electrode is increased. Too high content of deoxidizing agents reduces toughness because the Si and Mn content in weld increases.

Oxidation of elements during welding is caused only by the oxygen which comes from the gaseous phase into the molten slag or metal phase and by the oxygen from the reduction of iron and manganese oxides, and of  $\text{SiO}_2$  and  $\text{TiO}_2$  when quasi-equilibrium is reached.

The consumption of deoxidizing agents in welding with coated electrodes is in greater part influenced by the oxygen transfer from the gaseous phase into the molten slag and metal which depends mainly on the composition and thickness of the electrode coating and the intensity of the welding current. Basicity of theoretical melt of the electrode coating (i. e. slag which is formed at the formation of drops) can be an indicator for the oxygen transfer. Also the melting rate (size of drops in welding) cannot be neglected.

Consumption of deoxidizing agents depends further also on the ratio between the amount of slag and the amount of weld ( $G_{\text{sl}}/G_{\text{v}}$ ). The consumption increases with the increased amount of slag per weld unit. It is caused by the reduction of welding slag — establishing of a quasi equilibrium. The reactions follow the equilibrium equation:

$$a_{\text{O}} = \frac{a_{\text{FeO}}}{K_{\text{Fe}}^a} = \frac{a_{\text{MnO}}}{K_{\text{Mn}}^a \cdot a_{\text{Mn}}} = \sqrt{\frac{a_{\text{SiO}_2}}{K_{\text{Si}}^a \cdot a_{\text{Si}}}}$$

Because the system freezes before the equilibrium is established the rate of chemical processes must be taken in account when the physico-chemical processes in welding are to be explained. To understand the establishing the quasi-equilibrium between the slag and the metal the following findings are essential:

— reactions between manganese and oxygen, and silicon and oxygen which are dissolved in metal bath are fast and they nearly reach the equilibrium,

— oxydation of manganese and silicon during welding depends only on the dissolution rate of oxygen in molten steel (the slowest step) which further depends on the welding temperature, reducibility of the formed welding slag, and on the oxygen transfer between the gaseous phase and the molten slag and metal, i. e. on the basicity of the formed welding slag and the melting rate.

A linear relationship between the total oxygen content in the weld, ([O]), and the terms  $(\% \text{FeO}^*)$ ,  $\frac{(\% \text{MnO})}{(\% \text{Mn})}$ , and

$\sqrt{\frac{(\% \text{SiO}_2)}{\% \text{Si}}}$  was obtained in the region of investigations

(total oxygen content in the weld varied from 0.02 to 0.1 wt. %) when activities of components and the rate of establishing the equilibrium during welding with coated electrodes were taken in account. The relationship corresponds to the equilibrium equation. When welding yield, amount of slag, weld composition, and the composition of the welding slag according to its physical properties are known the optimal composition of the electrode coatings can be calculated according to the previously described relationships.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При раскислении сварочного шва при сварки с покрытыми электродами примечательно очень короткое время, которое в распоряжении для течения реакции. Реакция между расплавленным сварочным шлаком и расплавом сварочного шва не заканчивается с равновесием. Между шлаком и сварочным швом восстанавливается кажущийся равновесие. Из расплава сварочного шва выделяется только часть окисленных включений как результат окисления и шлака. Эти остаточные включения оксидов причина того, что несмотря на добавку увеличенного количества раскислителей в электроде, уменьшение содержания кислорода в свароч-

ном шву удаётся лишь до определённой границы. Слишком высокое содержание раскислителей в электроде уменьшает вязкость шва вследствие легирования шва с Si и Mn.

Во время сварки процесс окисления элементов (раскислителей) происходит только вследствие действия кислорода, который переходит в расплав шлака и расплав шва из газовой фазы, также и с кислородом который вступает в реакцию восстановлением кажущийся равновесия вследствие реакции сварочного шлака, т. е. реакции оксидов железа и марганца и  $\text{SiO}_2$  и  $\text{TiO}_2$ .

Самое большое значение на расход раскислителей при сварки с покрытыми электродами представляет собой передача кислорода из газовой фазы в расплав шлака и металла; это же зависит главным образом от состава и от толщины обмазки электродов и от напряжённости сварочного тока.

Показатель для оценки «передачи кислорода» представляет собой основность теоретического расплава электродной обмазки (шлака, который получается при образовании капель). Важную роль при «передачи кислорода» имеет также расплавление (величина капель, которые расплавляются во время сварки).

Расход раскислителей зависит также от отношения между количеством шлака и количеством сварочного шва (Гшла/Гш). Расход раскислителей увеличивается с увеличением количества шлака на единицу сварочного шва. Причина этого: редукция сварочного шлака-восстановление кажущийся равновесия.

Эти реакции протекают в согласии с следующим уравнением равновесия:

$$a_{/O/} = \frac{a(FeO)}{K_{Fe}^a} = \frac{a(MnO)}{K_{Mn}^a \cdot a_{/Mn/}} = \sqrt{\frac{a(SiO_2)}{K_{Si}^a \cdot a_{/Si/}}}$$

Так как замерзание наступает до восстановления равновесия, надо при объяснении физико-химических процессов учесть также ихнюю быстроту. Для понимания процесса восстановления кажущийся равновесия между шлаком и сварным швом важны следующие констатации:

— Реакция между марганцем и кислородом а также кремнием и кислородом, которые находятся в расплавленном состоянии в расплаве металла, происходят быстро, почти до равновесия.

— Окисление марганца и кремния во время сварки зависит только от быстроты расплавления кислорода в расплаве стали (самая медленная реакция). Быстрота окисления этих элементов зависит от темп-ры сварки, восстанавливаемости сварного шлака и от передачи кислорода из газовой фазы в расплав шлака и металла, т. е. од основности образованного сварочного шлака и от расплавления.

Взяв во внимание активность составных компонент и быстроту восстановления равновесия при процессе реакций во время сварки с покрытыми электродами, молучим в согласии с уравнением равновесия в области исследований (между 0.02 до 0.1 вес. % общего содержания кислорода в сварочном шву) линейную связь между общим содержанием кислорода в сварочном шву /O/ и следующими членами:

$$(% FeO^*), \frac{(% MnO)}{/% Mn/} \text{ и } \sqrt{\frac{(% SiO_2)}{/% Si/}}$$

Выбором: выхода сварки, количества шлака, состава сварочного шва, состава сварочного шлака что касается его физических качеств, можно на основании описанных закономерностей (диаграммов и выполненных уравнений) тока реакций во время сварки высчитать оптимальный состав обмазки для электрод взяв во внимание предписанные требования.



# **Svinec kot avtomatni dodatek v jeklih za cementacijo in poboljšanje ter njegov vpliv na predelavnost in fizikalne lastnosti jekel**

DK: 669.14.018.232

669.14018.46

ASM/SLA: SGA-k

Anton Razinger

*Uporabnost svinčevih jekel je osnovana na predpostavki, da svinec izboljša obdelovalnost, ne da bi se zaradi njegove prisotnosti bistveno poslabšale fizikalne in tehnološke lastnosti jekel. Potrditve te hipoteze smo iskali tudi v raziskovalnem delu na vzorcih jekla, ki smo ga izdelali v Železarni Jesenice. Vse preiskave smo opravljali na vzorcih jekla s svincom in brez njega na isti žarži, tako da lahko ugotovljene razlike v lastnostih v celoti pripišemo prisotnosti svinca v jeklu. Poseben poudarek smo namenili mikrostrukturnim preiskavam oblike in porazdelitve svinca v pogojih plastičnega preoblikovanja in porušitve vzorcev. Če upoštevamo relativno enakomerno porazdelitev svinca v makrostrukтури blokov jekla, nevtralni vpliv prisotnosti svinca na porazdelitev ostalih legirnih elementov ter dejstvo, da je ves svinec izločen v mikrostrukтури v obliki drobnih izoliranih in asociiranih vključkov v elementarni obliki, potem lahko že utemeljimo naslednji zaključek naših preiskav. Prisotnost svinca v jeklu v splošnem nima pomembnega vpliva na fizikalne in tehnološke lastnosti jekel. Izjema je le manjši vpliv na žilavost in trajno utripno trdnost ter na obnašanje jekel pri povišanih temperaturah, kjer so vključki svinca tekoči.*

## **1. UVOD**

### **1.1 Smoter osvajanja svinčevih jekel**

Jeklo v obliki hladno predelanih palic zavzema pomemben delež v proizvodnem programu Slovenskih železarn. Hladno predelana palična jekla so namenjena predvsem za nadaljnjo predelavo na avtomatskih obdelovalnih strojih, kjer se z odrezovanjem oblikujejo strojni deli pri velikih rezalnih hitrostih in v velikih serijah. Obdelovalnost kot fizikalna lastnost jekel je zato odločilnega pomena za kvaliteto hladno predelanih paličnih jekel.

Anton Razinger je magister metalurgije in višji strokovni sodelavec v raziskovalnem oddelku Železarne Jesenice

Nalogo smo izdelali s sofinansiranjem sklada Borisa Kidriča (naloga št. 2—206/297-73).

Na obdelovalnost jekel je mogoče vplivati predvsem z legiranjem žvepla, svinca, selena, telurja, bizmuta ter z ustrezno toplotno obdelavo palic. Žveplo, ki je poceni in ga je mogoče enostavno legirati v jeklo, ima zaradi škodljivega vpliva na fizikalne lastnosti jekel omejeno uporabnost in se zato uporablja predvsem za povišanje obdelovalnosti kvalitetnih ogljikovih nelegiranih jekel, ki so znana pod nazivom »avtomatna jekla«. Žarjenje kot sredstvo za poboljšanje obdelovalnosti kvalitetnih in plemenitih ogljikovih in legiranih jekel je dokaj uspešno le pri visokih temperaturah in dolgih časih žarjenja, kar je v praksi praktično neizvedljivo, zato v normalnih pogojih z žarjenjem ne dosežemo bistvenega izboljšanja obdelovalnosti jekel.

Svinec se je pokazal kot zelo primeren dodatek, ker močno izboljša obdelovalnost, ne poslabša pa fizikalnih in kemičnih lastnosti jekel. Za proizvajalca paličnih jekel pomeni osvajanje svinčevih jekel predvsem to, da obdrži visok kvaliteten nivo svojih proizvodov, s katerim lahko zadovolji zahteve potrošnikov po dobri obdelovalnosti vseh vrst paličnih jekel. Smoter osvajanja svinčevih jekel je predvsem izboljšanje kvalitete že osvojenih vrst jekel s poboljšanjem njihove obdelovalnosti.

### **1.2 Obseg preiskav ter jeklo za preiskave**

Izvršili smo obsežno raziskovalno delo z namenom, da ugotovimo, v kolikšni meri vpliva prisotnost svinca v jeklih na fizikalne in tehnološke lastnosti jekel. Ker je literatura na tem področju sorazmerno zelo bogata, smo se zato osredotočili predvsem na preiskave, kjer smo pričakovali negativni vpliv svinca. Poseben poudarek smo namenili preiskavam, ki naj pokažejo obliko in porazdelitev delcev svinca v mikrostrukтури jekel ter preiskavam prelomnih površin z namenom, da pojasnimo eventualni vpliv svinca na fizikalne lastnosti jekel ali pa njegovo nevtralnost pri tem. Preiskave obdelovalnosti jekel so bile vzporednega značaja, saj so bile v večjem obsegu izvršene v okviru druge raziskovalne naloge (11).



Za preiskavo vpliva svinca na predelavnost in fizikalne lastnosti jekel smo izbrali naslednje vrste reprezentančnih jekel:

- ogljikovo nelegirano jeklo za cementacijo Č 1121
- ogljikovo nepomirjeno avtomatno jeklo — Č 3990
- ogljikovo nelegirano jeklo za poboljšanje — Č 1530
- nizko legirano jeklo za cementacijo — Č 4320

Jekla so bila izdelana v 60-tonski električni obločni peči in vlita v normalno konične kokile, kvadratnega preseka  $650 \times 650$  mm, skozi lijak. Na vsaki livni plošči so bili vliti trije bloki. Svinec smo vpihali v curek jekla (2) le na prvi plošči, na ostalih ploščah pa svinca nismo vpihali. Na ta način smo dobili jeklo za preiskave z dodatkom svinca in za primerjavo jeklo brez svinca iste šarže.

Bloke preiskovanega in primerjalnega jekla smo izvaljali v blume kvadratnega preseka  $120 \times 120$  mm. Vzorce za preiskavo smo izdelali iz blumov jekla, ki so ustrezali sredini blokov. Karakteristična kemična sestava vzorcev jekla za preiskave je podana v tabeli 1.

## 2. REZULTATI PREISKAV

### 2.1 Oblika in porazdelitev vključkov svinca v mikrostrukturi jekel ter obnašanje le-teh med vročo in hladno predelavo

Preiskovalna metoda: elektronska mikroanaliza

Laboratorij za preiskave: Metalografski laboratorij, Metalurški inštitut v Ljubljani (sodelavec dr. Kosec)

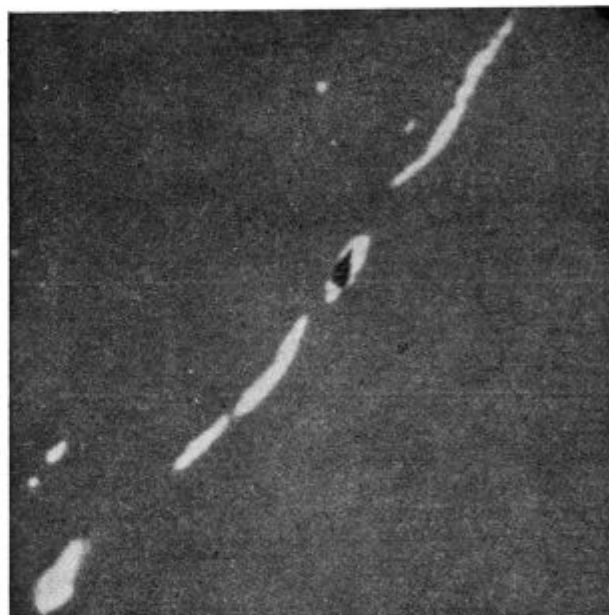
Rezultati preiskav: V mikrostrukturi blokov jekel je ves svinec izločen v vključkih kot element Pb. Vključke svinca nahajamo v dveh oblikah:

a) kot izolirane vključke krogličaste oblike, katerih velikost ne presega  $5 \mu\text{m}$

b) v asociaciji z ostalimi nemetalnimi vključki, ki so v jeklih. Taki asociirani vključki imajo nepravilno obliko in se prilagajajo značilnim oblikam posameznih tipov nemetalnih vključkov. Ugotovili smo, da je velikost asociiranih vključkov svinca odvisna od velikosti nemetalnih komponent.

Porazdelitev izoliranih vključkov svinca je v celotnem volumnu blokov enakomerna, porazdelitev asociiranih vključkov svinca pa sledi zakonitostim porazdelitve posameznih tipov nemetalnih vključkov (1) (2).

Pri temperaturi vroče predelave jekla so vključki svinca v tekočem stanju. Med preoblikovanjem jekla se delci svinca razpotegnejo v smeri deformacije. Izolirani vključki svinca so razpotegnjeni močneje kakor oksidni ali oksisulfidni vključki (sl. 1).



Slika 1  
Izolirani vključki svinca v vroče valjanem svinčevem jeklu  
(El. sl. x 420, Pb-bel)

Tabela 1: Kemična sestava vzorcev jekel za preiskave

Vrsta jekla	Stev. šarže	Vsebnost elementov (%)						
		C	Si	Mn	P	S	Al	Pb
Č 1530	10 7038	0.52	0.35	0.68	0.018	0.010	0.018	—
Č 1530 Pb	10 7038	0.52	0.33	0.67	0.020	0.010	0.010	0.21
Č 4320	10 7041	0.19	0.24	1.10	0.022	0.016	0.024	—
Č 4320 Pb	10 7041	0.19	0.23	1.10	0.022	0.015	0.028	0.18
Č 1121	10 7039	0.08	0.28	0.47	0.022	0.021	0.014	—
Č 1121 Pb	10 7039	0.09	0.28	0.44	0.024	0.019	0.023	0.23
Č 3990	10 7040	0.11	0.04	0.99	0.084	0.354	0.006	—
ATJ 100 Pb	10 7040	0.11	0.05	1.00	0.084	0.361	0.008	0.23

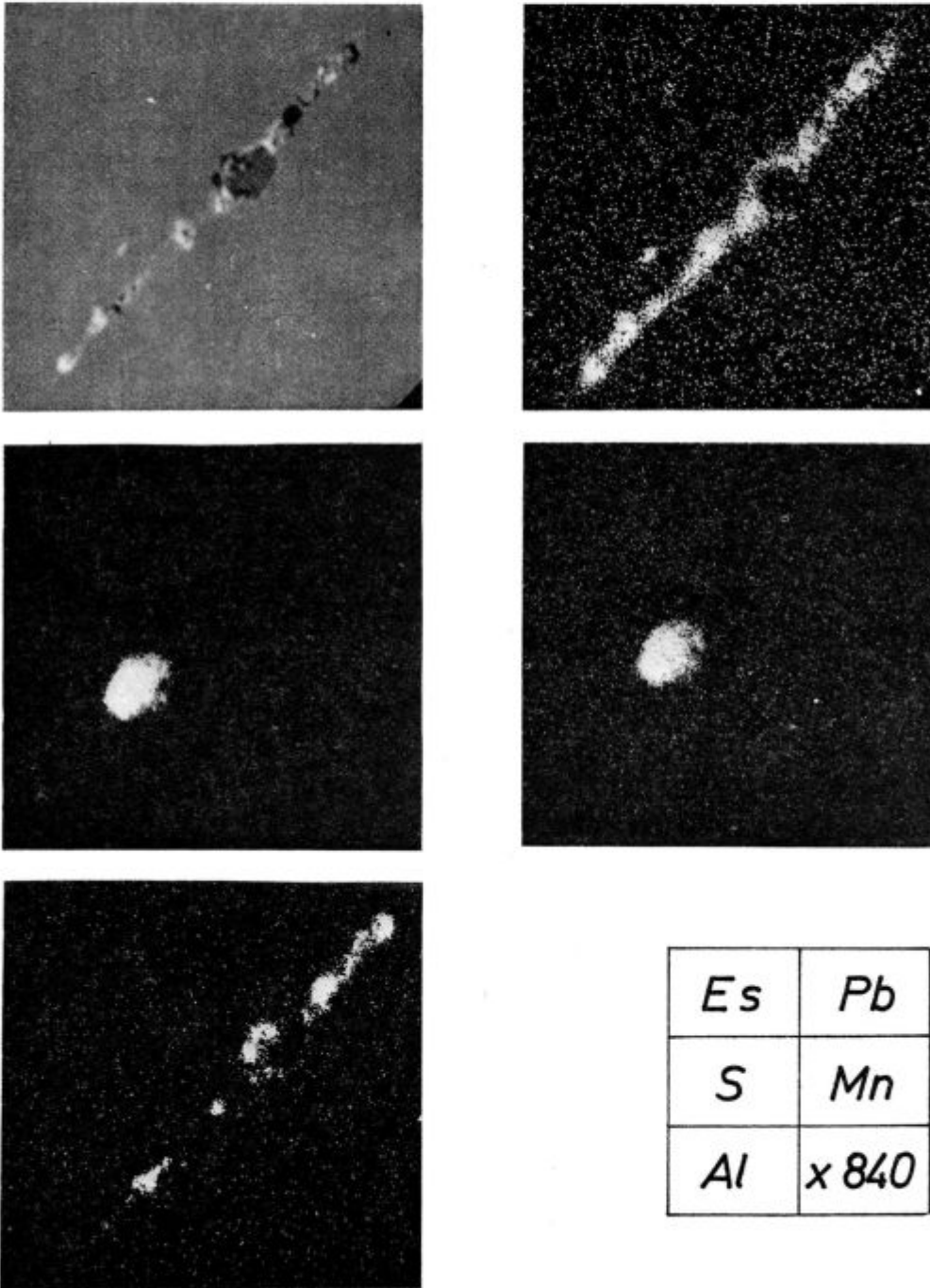
V asociiranih vključkih ostane svinec tudi po deformaciji jekla v tesni zvezi z nemetalnimi komponentami v vključkih, vendar pa pri tem zavzame značilen položaj (sl. 2). Mislimo, da svinec med tečenjem materiala izpolni praznine, ki se tvorijo med plastično deformacijo ob nemetalnih vključkih (4).

Takšna razporeditev delcev svinca ob nemetalnih vključkih je zelo pomembna za vpliv svinca in nemetalnih vključkov na fizikalne lastnosti jekla.

Med hladno deformacijo jekla pride do fragmentacije lamel svinca, pri čemer ne opazimo nikakršne tvorbe praznin (sl. 3).

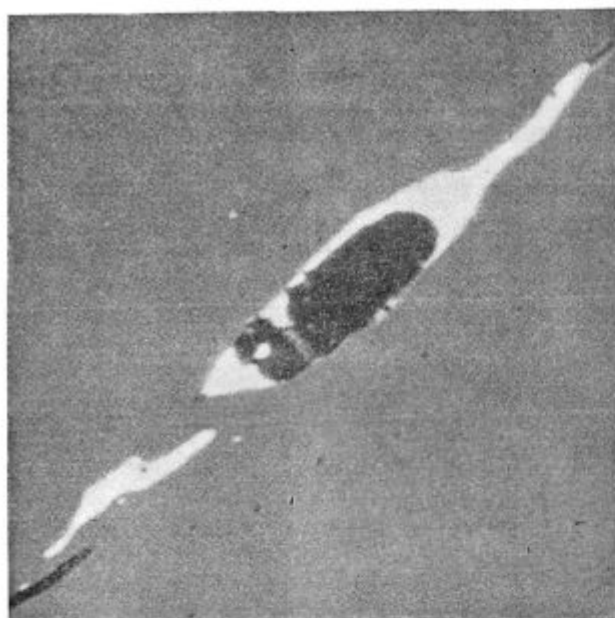
Študij povezave izoliranih vključkov z mikrostrukturnimi komponentami jeklene matice pa je pokazal naslednje (3):

Pri nizkoogljicnem jeklu je večina svinčevih vključkov pridružena feritnim zrnom. V litem stanju, ko so še jasne segregacije ogljika, je pogostost svinčevih vključkov v otokih perlita enaka kot v feritu. Z naknadno toplotno obdelavo, pred-



Slika 2

Asociirani vključki svinca v vroče valjanem svinčevem jeklu (El. sl. in sp. X posn. pov. 840)



Slika 3  
Oblika vključkov svınca v hladno predelanem svinčevem jeklu (El. sl. x 420, Pb-bel)

vsem normalizacijo in visokotemperaturnim žarjenjem, ko se zmanjšajo ali odpravijo segregacije ogljika, opazimo »premeščanje« svinčevih vključkov iz perlita v ferit. Opazili smo tudi, da je po normalizaciji ali visoko temperaturnem žarjenju lite strukture mnogo več vključkov svınca na mejah kot v notranjosti kristalnih zrn, kar v surovem litem stanju nismo opazili.

V preoblikovanem stanju (palicah) so razlike v položaju izoliranih vključkov svınca pred toplotno obdelavo in po njej zanemarljive (sl. 4) (sl. 4a).

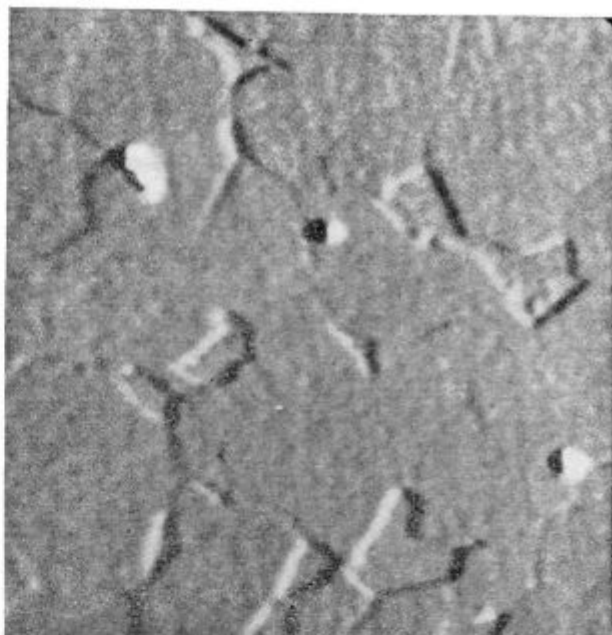
Toplotni režim pred vročim preoblikovanjem in med preoblikovanjem povzroči spremembe, ki so v določeni meri ekvivalentne žarjenjem, ki smo jih opravili z litim jeklom, tako da po naknadnih toplotnih obdelavah predelanega jekla ne opazimo bistvenih sprememb v porazdelitvi vključkov svınca.

Razpotegnjeni svinčevi vključki so v odvisnosti od dolžine povezani z večjim številom feritnih zrn ali pa lahko feritna zrna meje z vključkom. Že približna ocena razporeditve vključkov svınca je pokazala, da jih je mnogo več v notranjosti zrn kakor na mejah.

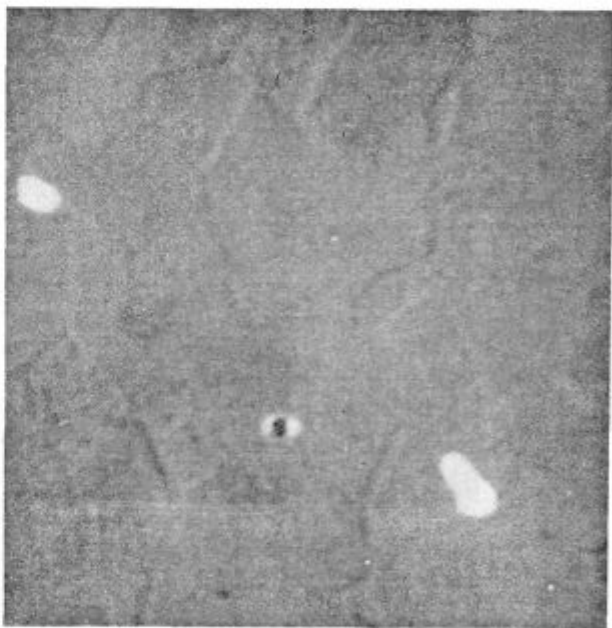
Po normalizaciji pride sicer do prekristalizacije ferita tudi v okolici vključkov svınca, vendar pa to nima skoraj nobenega vpliva na položaj vključkov svınca glede na perlitno in feritno komponento jekla.

V feritno-bainitni matici kaljenega jekla so vključki svınca pridruženi obem strukturnim komponentam. Verjetno je vzrok v večjem deležu perlita v istem jeklu.

Pri srednje ogljičnem jeklu (v litem in valjanem stanju), so vključki svınca vloženi v feritno in



Slika 4  
Vključki svınca v feritno-perlitni matici valjanega svinčevega jekla Č 1121 Pb (El. sl. x 840, Pb-bel)

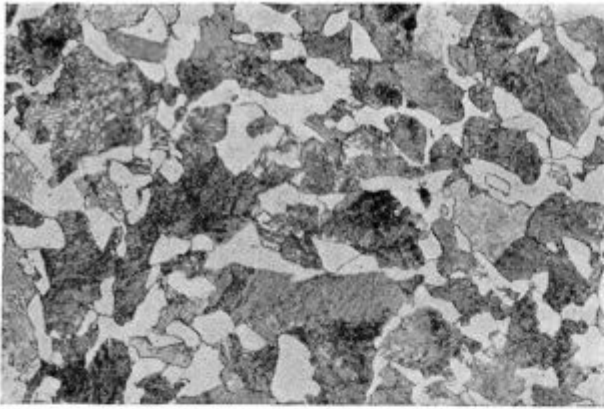


Slika 4a  
Vključki svınca v feritno-perlitni matici valjanega in žarjenega svinčevega jekla Č 1121 Pb (El. sl. x 840; Pb-bel)

perlitno osnovo v notranjosti zrn in na kristalnih mejah. Naknadna normalizacija ne spremeni opazno deleža svinčevih vključkov v eni ali drugi osnovi (sl. 5).

Razpotegnjeni v smeri valjanja, pripadajo vključki povečini večjim kristalnim zrnom tako ferita kakor perlita.

Legirni elementi vplivajo posredno na položaj vključkov svınca v mikrostrukturi jekla, ker pri



Slika 5

Vključki svinca v feritno-perlitni matici valjanega svinčevega jekla Č 1530 Pb (pov 500)

danem ogljiku v jeklu povečujejo delež perlita. Pri jeklu Č 4320 Pb še vedno prevladujejo svinčevi vključki v feritu, precej pa jih je pridruženih tudi perlitu (sl. 6).

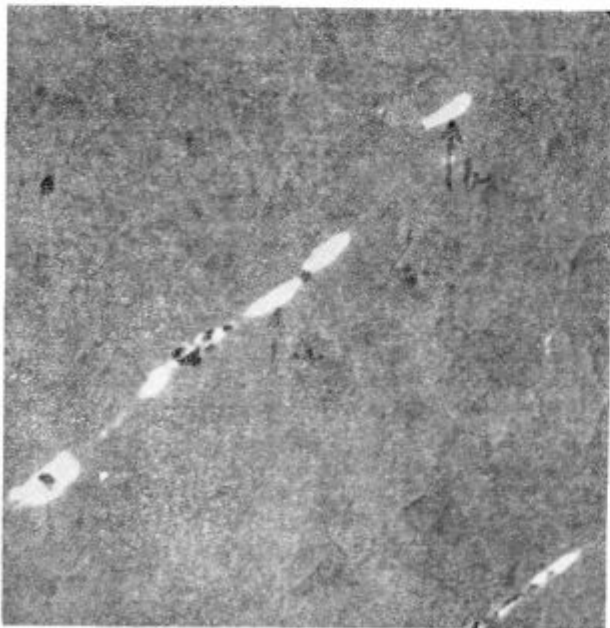
S toplotno obdelavo se v legiranih jeklih položaj vključkov svinca opazno ne spreminja.

Druge pomembne ugotovitve so še naslednje:

— vključki svinca ne vplivajo opazno na potek martenzitne premene in ne na oblikovanje martenzita v okolici

— vključki svinca ne preprečujejo rasti kristalnih zrn avstenita, na kar sklepamo iz grobega zrna po transformaciji v ferit, oziroma perlit. Tak rezultat ni v skladu s podatki iz literature (5).

— pri mehkem žarjenju je površina vključkov svinca mesto, kjer lahko koagulirajo delci cementita (heterogena kal za precipitacijo cementita).



Slika 6

Svinčevi vključki v jeklu Č 4320 Pb v povezavi s feritnimi (a) in perlitnimi (b) zrni (El. sl. x 420, Pb-bel).

Vključki svinca se pri tem obnašajo podobno kakor nekovinski vključki (npr. MnS). Položaj vključkov svinca proti ostalim strukturnim komponentam ostane po mehkem žarjenju nespremenjen, le da lamelarni perlit zamenja zrnati cementit.

Na splošno lahko trdimo, da se izolirani vključki svinca pojavljajo na vseh značilnih mestih kovinske matice v feritu in perlitu znotraj kristalnih zrn in na mejah. Še najbolj izstopa odvisnost položaja izoliranih vključkov svinca od deleža perlita v jeklu. Vključki svinca predstavljajo torej v matici svinčevih jekel statično in stabilno fazo, pri kateri so vse spremembe položaja le navidezne in so posledica transformacij oziroma rasti osnovnih strukturnih komponent jekla.

Pasivno vlogo svinca v jeklu potrjujejo tudi rezultati, ki dokazujejo, da prisotnost svinca nima vpliva na porazdelitev ostalih legirnih elementov v blokih svinčevih jekel (1).

## 2.2 Obdelovalnost jekla

Preiskovalna metoda: Struženje s konstantnim pritiskom (10)

Laboratorij za preiskave: Tehnološki laboratorij RO Železarna Jesenice.

Pogoji preizkusa: stružni noži BRC — Ravne geom. orodja:  $\alpha 8^\circ$ ,  $\gamma 12^\circ$ ,  $\kappa 60^\circ$ ,  $\lambda - 4^\circ$ ,  $\epsilon 90^\circ$ , r 0,5 mm globina rezanja  $t = 2$  mm

rezalna hitrost 50 m/min.

Pred preizkusom so bili preizkušanci normalizirani.

Kriterij za oceno preoblikovalnosti: indeks obdelovalnosti izračunan na osnovi regresijskih koeficientov premic.

Rezultati preiskav so podani v tabeli 2

Tabela 2: Obdelovalnost ocenjena po metodi struženja s konstantnim pritiskom

Vrsta jekla	Koef. korel.	Regres. koefic.	St. nap. reg. koef.	T vred.	Index obdeloval. %
Č 1121	0.947	34.5	4.1	8.4	100
Č 1121 Pb	0.984	75.5	4.8	15.9	222
Č 4320	0.994	95.9	3.4	27.8	100
Č 4320 Pb	0.994	123.1	4.5	27.4	129
Č 1530	0.990	75.2	3.7	20.2	100
Č 1530 Pb	0.993	106.3	4.3	24.7	143
Č 3990	0.994	136.2	5.1	26.5	100
ATJ 100 Pb	0.989	199.0	10.4	19.1	147

Za dokaz pozitivnega vpliva prisotnosti svinca na obdelovalnost v tem primeru ni potrebna še analiza variance. Ugoden vpliv svinca na obdelovalnost potrjujejo tudi rezultati laboratorijskih in industrijskih preiskav, ki temeljijo na merjenju obrabe orodja, rezalnih sil in hrapavosti površine

obdelovancev (11) (12) (13). Na osnovi dobljenih rezultatov preiskav obdelovalnosti pa lahko zaključimo tudi to, da dodatek svinca nima enakega vpliva na obdelovalnost pri vseh vrstah jekel, niti pri različnih pogojih odrezavanja.

### 2.3 Sposobnost svinčevih jekel za plastično preoblikovanje

#### 2.31 Preoblikovalnost v vročem

Preiskovalna metoda: torzijski preizkus v vročem (6)

Laboratorij za preiskave: tehnološki laboratorij RO  
Zelezarna Jesenice (sodelavec mag. Brudar)

Pogoji preizkusa: deformacijski volumen 2400 mm<sup>2</sup>

vrtlina hitrost  $n = 27$  obr./min,  
hitrost deformacije  $u = 0.135$  s<sup>-1</sup>,

Kriteriji za oceno preoblikovalnosti: — faktor predelovalnosti P — št. obratov do preloma pri sp. temp. optimalnega intervala vroče predelave 1050° C —  $n_{pr}$

— preoblikovalna trdnost  $K_f$  (kp/mm<sup>2</sup>).

Rezultati preiskav so zbrani v tabeli 3.

Tabela 3: Faktorji predelavnosti in preoblikovalna trdnost

Oznaka jekla	Faktorji predelavnosti		Preoblikoval. trdnost			
	$n_{pr}$	$n_{max}$	P	1050° C	1150° C	1250° C
Č 1121	20	94	6.4	8.1	6.0	3.7
Č 1121 Pb	5	34	0.7	8.0	6.0	8.4
Č 3990	6.5	10	0.11	7.7	5.7	3.3
ATJ 100 Pb	6.0	7	0.03	8.1	5.8	4.9
Č 4320	5.5	48	2.18	8.5	5.8	3.4
Č 4320 Pb	5.0	25	0.31	8.4	6.2	3.7
Č 1530	35	95	10.3	7.6	5.2	4.1
Č 1530 Pb	6.5	26	0.64	8.0	5.2	3.9

Zaradi prisotnosti svinca se poslabša plastičnost jekel v vročem, če jo ocenjujemo po kriteriju števila obratov do porušitve, oziroma s faktorjem preoblikovalnosti. Kljub temu pa lahko trdimo, da so svinčeva jekla sposobna za vročo predelavo z valjanjem, oziroma kovanjem, saj je število obratov do preloma tudi pri spodnji temperaturi vroče predelave nad kritično mejo. Če pa ocenjujemo vpliv prisotnosti svinca na plastičnost v vročem na osnovi preoblikovalne trdnosti med jekli s svincom in brez njega, ni statistično pomembnih razlik. Nobene razlike med osnovnimi in svinčevimi variantami jekel nismo opazili tudi med samim procesom predelave jekel z vročim valjanjem.

#### 2.32 Preoblikovalnost v hladnem

Preiskovalna metoda: Diskontinuuirni tlačni preizkus (8) (9)

Laboratorij za preiskave: Laboratorij za plastično preoblikovanje, Fakulteta za strojništvo, Ljubljana, (sodelavec mag. Kuzman)

Pogoji preizkusa: dimenzije preizkušancev: enakostraničen valj  $r = 15$  mm

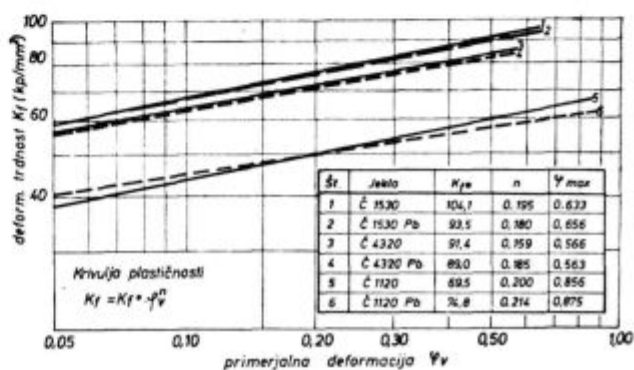
hitrost deformacije:  $u = 0.01$  s<sup>-1</sup>

število stopenj 7

Kriteriji za oceno preoblikovalnosti:

- lega krivulje oz.  $K_f$
- maksim. deformacije  $\varphi$  max.
- koeficient utrjevanja  $n$

Rezultati preiskav so zbrani na sl. 7.



Slika 7  
Krivulje plastičnosti mehko žarjenih jekel Č 1120, Č 1530 in Č 4320 s in brez svinca

Preiskave plastičnosti jekel v hladnem pri zmernih deformacijah so pokazale, da prisotnost svinca nima vpliva na preoblikovalnost, izraženo s preoblikovalno trdnostjo, maksimalno deformacijo in koeficientom utrjevanja. Tak rezultat potrjuje tudi praksa hladnega vlečenja palic in žice.

#### 2.4 Vpliv prisotnosti svinca na žilavost jekel

Laboratorij za preiskave:

Laboratorij za mehanske preiskave in metalografski laboratorij, Metalurški inštitut v Ljubljani (sodelavca: dr. Kosec, ing. Žvokelj)

##### 2.41 Rezultati preiskav žilavosti

Vzorci za preiskavo žilavosti smo odrezali iz gredic prečno na smer valjanja. Način toplotne obdelave vzorcev za preiskave je razviden v tabeli 4, pogoji preizkušanja žilavosti pa so podani v tabeli 5.

Vse preiskave smo izvršili v treh paralelkah. Pri analizi rezultatov pa smo upoštevali srednjo vrednost. Dobljeni rezultati preiskav žilavosti so zbrani v tabeli 6:

Tabela 5: Toplotna obdelava vzorcev jekla za preiskave žilavosti

Vrsta jekla s in brez Pb	Toplotna obdelava	
	A	B
Č 1121	normalizirano 900° C, 1 uro	slepo kalj. 900° C, voda
Č 3990	normalizirano, ohlaj. zrak	slepo kalj. 900° C, voda
Č 4320	žarjeno 900° C, 1 uro	slepo kalj. 870° C, olje
Č 1530	žarjeno 600° C, 3 ure	poboljšano TA 870° C, olje TN 620° C

Tabela 6: Pogoji preizkušanja žilavosti

Stanje preizk.	Oblika zareze	Toplotna obdelava	Temperatura preizkušanja °C		
			— 40	+ 70	+ 350
I.	V Notch	A	— 40	+ 70	+ 350
II.	DVM	A	— 40	+ 70	+ 350
III.	V Notch	B	— 40	+ 70	+ 350

Tabela 6: Rezultati preiskav žilavosti (kpm/cm<sup>2</sup>)

Vrsta jekla	Temp. preizkušanja in stanje preizkušanca								
	— 40° C			+ 70° C			+ 350° C		
	I.	II.	III.	I.	II.	III.	I.	II.	III.
Č 1121	1.6	2.1	3.5	13.6	14.0	11.4	12.3	14.5	8.2
Č 1121 Pb	2.6	1.9	3.0	9.4	10.3	7.9	7.3	9.8	6.9
Č 3990	0.6	0.8	0.8	3.1	2.6	1.4	2.8	2.6	1.4
ATJ 100 Pb	0.6	0.8	0.8	3.1	2.9	1.7	3.3	3.0	1.5
Č 4320	1.5	3.3	1.3	8.3	8.0	2.6	7.4	5.4	2.0
Č 4320 Pb	1.6	2.2	1.1	5.0	5.8	2.0	5.2	8.4	1.6
Č 1530	1.1	1.6	4.7	4.5	4.3	6.1	7.4	5.4	2.0
Č 1530 Pb	1.0	1.0	2.4	4.1	3.5	3.5	3.3	3.8	3.3

Vpliv prisotnosti svinca na žilavost preiskanih vrst jekel smo ocenjevali s pomočjo statistične metode analize variance ( $3 \times 3 \times 2$ ). Pri tej metodi lahko s 95 % verjetnostjo ( $P = 0.05$ ) trdimo, da vpliv prisotnosti svinca na žilavost ni slučajen, če je vrednost  $P$ : STP večja kakor  $F$  iz tabele.

Pri posameznih vrstah jekla smo za  $N_1 = 1$ ,  $N_2 = 4$  in  $F = 7.71$  (tabela) ugotovili naslednje: (tabela 7).

Tabela 7: Vpliv prisotnosti svinca na žilavost izbranih vrst jekel

Vrsta jekla	Vrednosti iz analize variance			
	P	STP	P:STP	Vpliv prisot. svinca
Č 1121	27.133	0.975	27.828	ni slučajnost
Č 4320	2.645	1.684	1.570	slučajnost
Č 3990	0.108	0.016	6.75	slučajnost
Č 1530	13.005	0.137	94.93	ni slučajnost

Pri posameznih temperaturah pa je vpliv prisotnosti svinca razviden iz podatkov v tabeli 8:

Tabela 8: Vpliv prisotnosti svinca na žilavost pri posameznih temperaturah

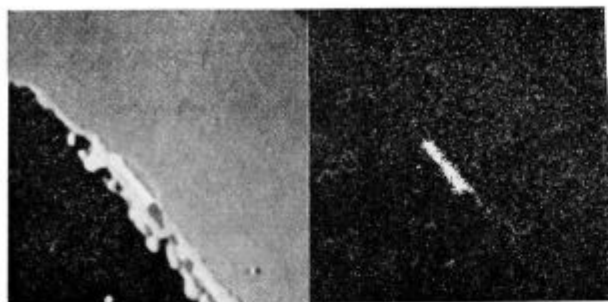
Temp. °C	P	SKP	P:SKP	Vpliv prisot. svinca
— 40	0.845	0.232	3.65	slučajnost
+ 70	25.205	0.797	31.399	ni slučajnost
+ 350	10.000	2.131	8.447	ni slučajnost

S statističnimi metodami smo lahko ugotovili, da prisotnost svinca znižuje žilavost preiskanih vrst jekel.

#### 2.42 Preiskave prelomnih površin (14)

Preiskovalna metoda:  
mikrofraktografija in elektronska mikroanaliza vzorcev prelomnih površin

Z mikrofraktografskimi in mikroskopskimi preiskavami prelomnih površin pri danih povečavah nismo zaznali vpliva vključkov svinca na mehanizem preloma. Dokazali smo celo, da je delež svinčevih vključkov na prelomnih površinah povsem slučajen (sl. 8).



Slika 8

Svinec na prelomni površini (El. sl. in sp X Pb x 840)

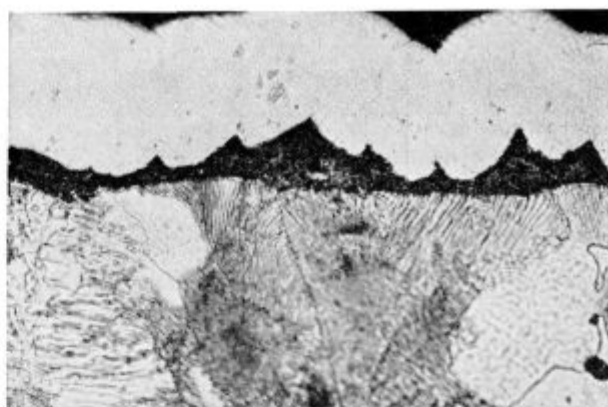
Da bi dobili več informacij o ponašanju vključkov svinca med prelomom žilavostnih epruvet, smo izvršili nekaj preizkusov z epruvetami, ki so vsebovale makrovključke svinca. Vzorci jekla so bili vzeti iz območja poudarjenih izcej svinca v blumig jekla C 1121 Pb. Epruvete so imele DVM zarezo, preizkus pa smo izvršili v popolnoma plastičnem in popolnoma krhkem področju. Ugotovili smo naslednje značilnosti prelomnih površin:

- a) vključki svinca ostanejo po prelomu tesno spojeni s kovinsko matico;
- b) prelom poteka preko vključkov svinca in ima vedno plastičen izgled;



Slika 9

Prelomna površina na prehodu iz perlita (zgoraj) v svinčev vključek (spodaj) (pov. 3800)



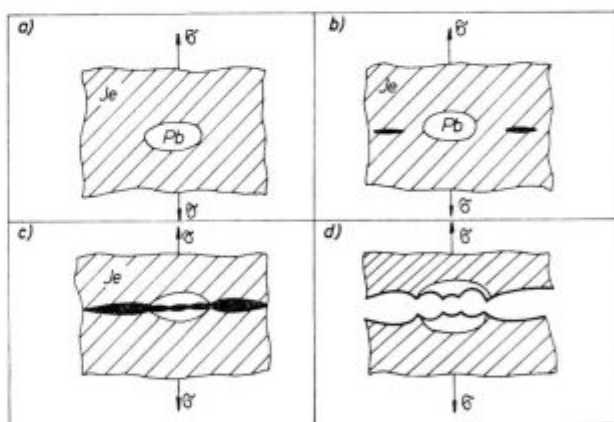
Slika 10

Plastičen prelom preko velikega svinčevega vključka (pov. 500).

c) nekovinski vključki, ki se nahajajo v asociaciji z vključki svinca, propagirajo potek razpoke z dekohezijo s kovinsko osnovo.

Navedena opažanja ilustriramo z nekaj karakterističnimi primeri: (slika 9) (slika 10).

Na osnovi opazovanj velikega števila prelomnih ploskev svinčevih jekel lahko postavimo naslednjo shemo porušitve preko svinčevega vključka v izolirani in asociirani obliki (sl. 11) (sl. 12).

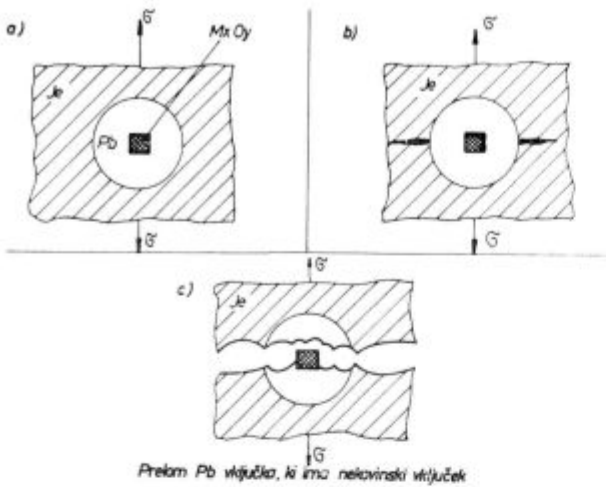


Svinčev vključek v plastični osnovi

Slika 11

Shema porušitve izoliranega svinčevega vključka v plastični osnovi.

Ker smo podobne zakonitosti zasledili tudi pri preiskavi prelomnih površin epruvet svinčevih jekel, porušenih z nateznim in pa upogibno torzijskim preizkusom, smatramo, da je potrebno iskati vzroke za eventualno poslabšanje fizikalnih lastnosti jekel zaradi prisotnosti svinca v dogajanjih na meji (interface) med jekleno matico in nekovinskimi vključki ter vključki svinca. Prav v tej smeri nameravamo nadaljevati naše raziskovalno delo.



Slika 12

Shema porušitve asociiranega svinčevega vključka v plastični osnovi

## 2.5 Vpliv prisotnosti svinca na trajno nihajno trdnost

Preiskovalna metoda:

Vrtilno upogibni preizkus

Laboratorij za preiskave:

Laboratorij za mehanske preiskave Metalurški inštitut v Ljubljani

(sodelavca: ing. Brifah, dr. Kosec).

Preizkuse smo izvršili pri dveh vrtilnih hitrostih, 3000 in 6000 vrt./min. Preizkušanci so bili najprej grobo mehansko obdelani, nato toplotno obdelani in nazadnje mehansko obdelani na mero in polirani. Pogoji toplotne obdelave vzorcev jekla so podani v tabeli 9.

Natezna trdnost in dosežena trajna nihajna trdnost je za posamezne vrste jekel podana v tabeli 10.

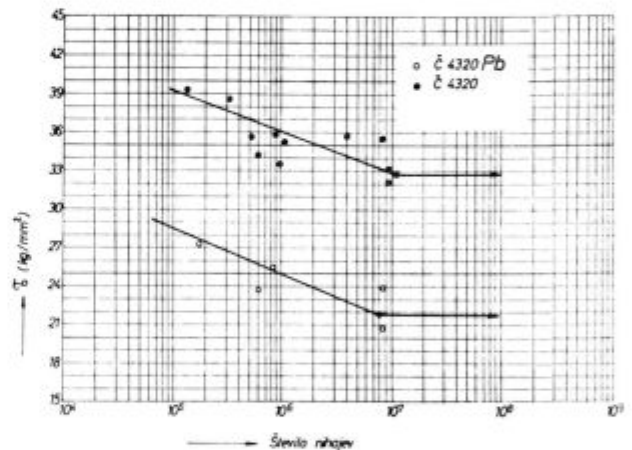
Primerjava Wöhlerjevih krivulj vseh jekel, razen Č 4320 in Č 4320 Pb tudi ne kaže nobenih pomembnih razlik, iz katerih bi lahko sklepali na škodljivi vpliv svinca na dinamične lastnosti jekla. Pri jeklu Č 4320 s in brez svinca pa so se pojavile razlike, ki jih ne moremo več pripisati slučajnim pojavom (sl. 13).

Rezultati poskusov kažejo jasno odstopanje pri trajni upogibni trdnosti, trajni torzijski trdnosti in tudi po notranjem trenju se jekli med seboj jasno ločita (sl. 14).

Tabela 10: Natezna trdnost in trajna nihajna trdnost

Vrsta jekla	Natezna trdnost (kp/mm <sup>2</sup> )	Trajna nihajna trdnost v (kp/mm <sup>2</sup> )	
		3000 vrt/min	6000 vrt/min
Č 1120	76.5	32.6	30.6
Č 1120 Pb	79.0	28.6	30.6
Č 4320	120.7	76.6	74.6
Č 4320 Pb	110.8	56.6	56.6
Č 1530	87.4	36.6	40.6
Č 1530 Pb	87.3	34.6	36.6
Č 3990	46.6	24.6	—
ATJ 100 Pb	45.2	26.6	—

V vseh primerih gredo lastnosti v prid jeklu brez svinca. Pri ostalih preizkušanih jeklih, razen pri trajni torzijski trdnosti jekel Č 3390 in Č 3390 Pb, kjer so pa razlike ravno obratne, se izmerjene lastnosti obeh vrst jekel zelo dobro skladajo.



Slika 13

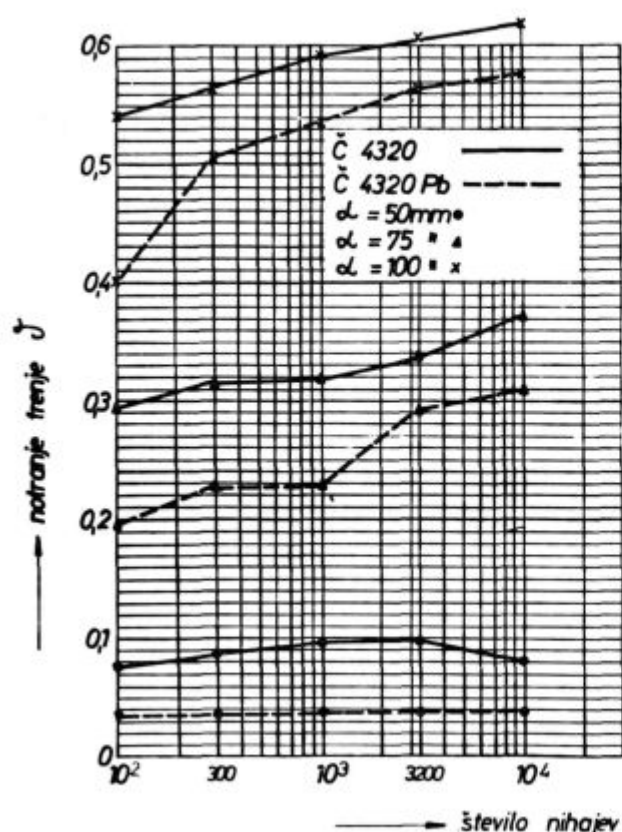
Wöhlerjeva krivulja jekla Č 4320 s in brez svinca.

Po morfologiji preloma jeklene matice ni mogoče trditi, da prisotnost svinčevih vključkov vpliva na mehanizem preloma jekla. Z našimi poskusi pa nismo mogli ugotoviti, če vpliva in kako vpliva svinčev vključek, posebej še tisti na

Tabela 9: Toplotna obdelava vzorcev jekla za preiskave

Vrsta jekla	Način in pogoji toplotne obdelave
Č 3990, ATJ 100 Pb	normalizacija, 900° C, 1 ura, zrak
Č 1120, Č 1120 Pb	cementacija, solna kopel 900° C, 1 ura, voda
Č 4320, Č 4320 Pb	cementacija, solna kopel 900° C, 1 ura, olje
Č 1530, Č 1530 Pb	poboljšanje, kaljenje 850° C, voda, nap. 620° C





Slika 14

Notranje trenje jekla Č 4320 s in brez svınca

površini oziroma v cementirani coni, na začetek razpoke in njeno širjenje pri dinamični obremenitvi jekla. Da bi se približali pojavom, ki se dogajajo v neposredni okolici svinčevega vključka, bi morali uporabiti tehnike in naprave, katere nam danes še niso na razpolago.

## 2.6 Vpliv prisotnosti svınca na lastnosti cementiranega sloja

Laboratorij za preiskave:

Metalurški inštitut v Ljubljani, sodelavec  
ing. Kveder (15)

Program teh preiskav je obsegal sledeče cementacije:

- a) cementacije v trdnem sredstvu
  - sredstvo za cementacijo: Durferrit Granulat 6
  - cementacijo smo izvršili pri temperaturah 850°, 900° in 950° C
  - čas cementacije pa je bil vsakokrat 2, 5 in 10 ur
  - ohlajevanje v zabojih na zraku
- b) cementacije v plinu
  - sredstvo za cementacijo: svetilni plin z manjšim dodatkom mešanice butan propan
  - temperatura in časi cementacije isti kot pri trdnem sredstvu
  - ohlajevanje v izolacijskem sredstvu

- c) cementacije v soli
  - cementacijo izvršili pri temperaturi 930° C
  - časi cementacije 1, 2 in 5 ur

Preiskave so pokazale, da v nobenem primeru prisotnost svınca v jeklu ne vpliva pomembno na lastnosti cementiranega sloja v pogledu:

- globine cementacije
- standardne cementacije
- površinske količine ogljika
- mikrostrukture cementiranega sloja

Kot dokaz nevtralnega vpliva svınca v cementiranem sloju navajamo analizo variance površinskih količin ogljika v jeklih s svincem in brez prisotnosti svınca (tabela 12, tabela 13)

Tabela 12: Vrednosti površinskih količin ogljika za analizo variance

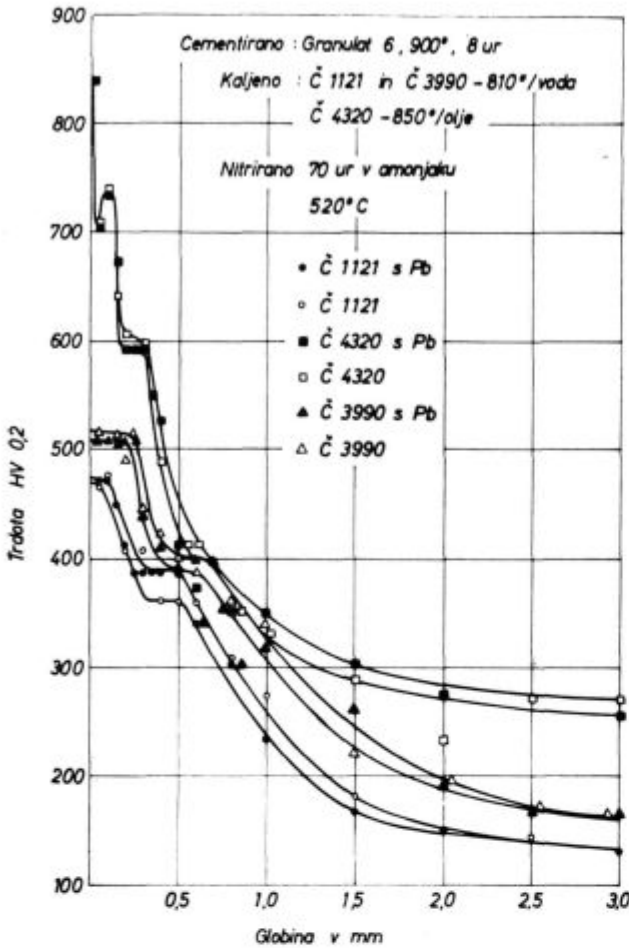
jeklo	Č 1121			Č 4320					
	Temp.	Čas (ure)	Granulat 6-G s Pb	Plin - P s Pb	Granulat 6-G s Pb	Plin - P s Pb			
850° C	5	0.80	0.82b	1.00	1.05	0.85	0.83	1.19	1.26
	10	0.87	0.85	1.07	1.05	0.86	0.87	1.35	1.14
	2	0.81	0.83	0.65	0.49	0.84	0.84	0.64	0.58
900° C	5	0.91	0.90	1.04	0.93	0.91	0.88	1.05	1.10
	10	0.94	0.96	1.15	1.12	0.97	1.00	1.70	2.00
	2	0.92	0.93	1.13	1.06	0.98	0.98	1.08	1.18
950° C	5	0.99	0.95	1.14	1.14	1.03	1.04	1.69	1.29
	10	1.12	1.10	1.07	1.08	1.10	1.07	1.72	1.46

Tabela 13: Analiza variance

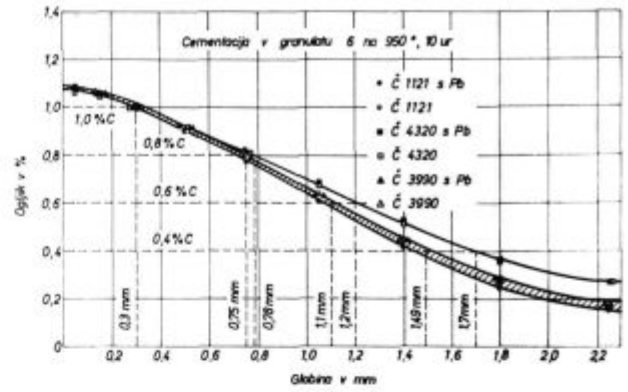
Oznaka jekla	R <sup>2</sup>	izračunan	F (α = 0,05) iz tabel
Č 1120			
Č 1120 Pb	0.0031	7.4	7.71
Č 4320			
Č 4320 Pb	0.002	0.49	7.71

S 95 % statistično gotovostjo lahko trdimo, da v pogledu površinskih količin ogljika med jekli s svincem in brez svınca ni razlik. Tudi pri nitriranju nismo opazili nobenega vpliva svınca na lastnosti nitriranega sloja (slika 15).

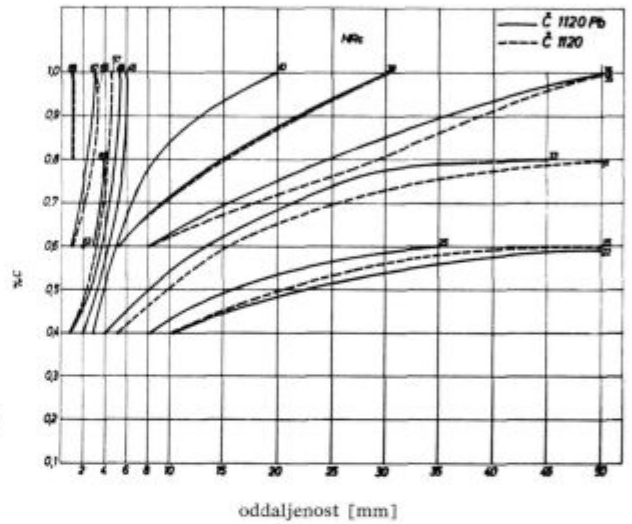
Kaljenje cementiranih vzorcev je dalo pričakovane rezultate brez očitnih razlik med variantami jekla s svincem in brez njega. Dosežene trdote po kaljenju preizkušancev, ki so bili cementirani v granulatu Durferrit 6 na temperaturi 900° C 6 ur, so zbrani v tabeli 14 (vsak podatek je povprečje 15 meritev).



Slika 15  
Potek trdote v nitriranem sloju



Slika 16  
Gradient ogljika v cementirani plasti.



Slika 17  
Diagram obrobne kaljivosti jekla Č 1120 s in brez svinca

Tabela 14: Trdote po cementiranju in kaljenju

Oznaka jekla	Temper. kaljenja	Trdota (voda)	HRC (olja)
Č 1121 Pb	810° C	67.5	35.0
Č 1121	810° C	67.5	35.0
Č 4320 Pb	840° C	64.5	64.3
Č 4320	840° C	64.6	64.7
ATJ 100 Pb	810° C	66.6	
Č 3990	810° C	66.6	

Preiskali smo tudi obrobno kaljivost jekel. Vzorci za te preiskave so bili cementirani v granulatu Durferrit 6 pri temperaturi 950° C 10 ur. Vsebnost ogljika v cementiranih plasteh je prikazana na sl. 16.

Dobljeni diagrami obrobne kaljivosti kažejo določene razlike med različnimi variantami jekel, ki pa za tako delikaten preizkus niso velike (sl. 17).

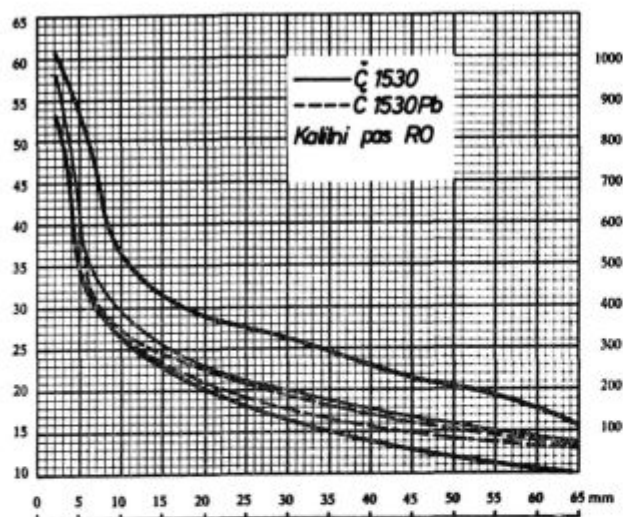
Na osnovi preiskav obrobne kaljivosti jekel, zopet lahko trdimo, da prisotnost svinca nima pomembnega vpliva na sposobnost jekla za cementacijo.

## 2.7 Vpliv prisotnosti svinca na kaljivost in trdnostne lastnosti jekla Č 1530 v poboljšanem stanju

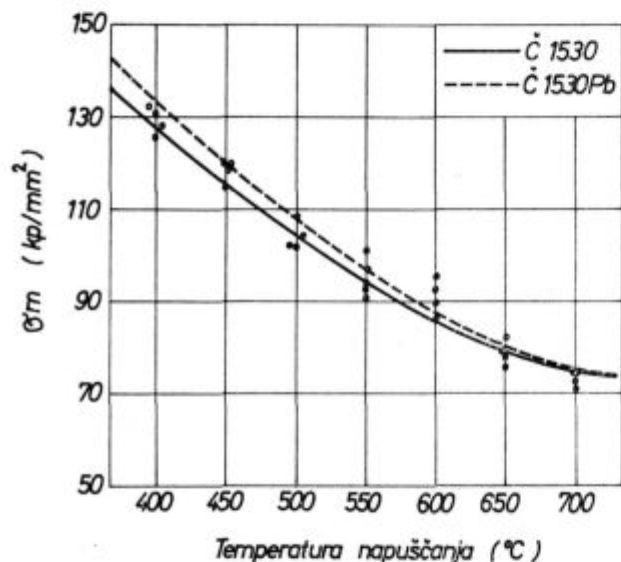
Laboratorij za preiskave: Fizikalni laboratorij — Raziskovalni oddelek Zelezarna Jesenice

Kaljivost več šarž jekla Č 1530 s svincom in brez njega smo preiskali s pomočjo standardnega Jominy preizkusa. Na podlagi medsebojne primerjave preiskovanih in primerjalnih jekel ter položaja krivulj v kalilnem pasu kvalitete jekla Č 1530 proizvodnje Zelezarne Jesenice (sl. 18) lahko zaključimo, da prisotnost svinca nima vpliva na kaljivost jekla Č 1530.

Preiskave trdnostnih lastnosti v poboljšanem stanju smo izvršili na vzorcih eksperimentalne šarže 10 7038 z mikrotrgalnimi probami. Vzorci so bili iz temp. 850° C kaljeni v vodi. Napuščni diagram je prikazan na sl. 19 in ne kaže razlik med obema variantama jekla. Preiskave trdnostnih lastnosti poboljšane jekla pri povišanih temperaturah pa kažejo povečano krhkost svinčevega jekla pri temperaturah v okolici tališča svinca (sl. 20.).



Slika 18  
Kaljivost jekla Č 1530 z in brez svinca (po Jominiju).



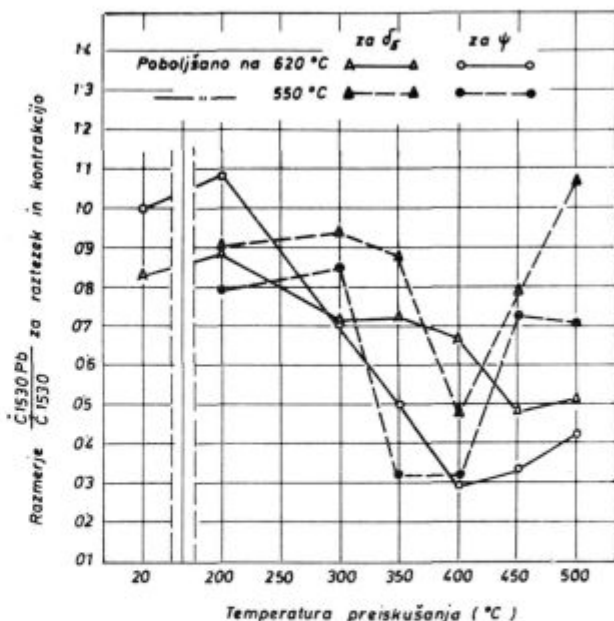
Slika 19  
Napušni diagram jekla Č 1530 z in brez svinca.

Krhkost svinčevih jekel pri kritičnih temperaturah narašča z naraščajočo trdoto jekla. Opisani fenomen, ki je za Cr-Mo svinčeva jekla opisan v literaturi (16), lahko pomeni določeno omejitev uporabnosti svinčevih jekel, če so obratovalne temperature strojnih delov v kritičnem temperaturnem območju.

### ZAKLJUČKI

Zaključki, ki so pomembni za razumevanje vpliva prisotnosti svinca na lastnosti jekel, so naslednji:

1. V blokih svinčevih jekel je svinec enakomerno porazdeljen v vseh tistih območjih, kjer so tudi ostali legirni elementi enakomerno porazdeljeni. Dokazano je, da prisotnost svinca ne vpliva na porazdelitev ostalih legirnih elementov v jeklu.



Slika 20  
Razmerje raztezkov in kontrakcij svinčevega in osnovnega jekla Č 1530 v poboljšanem stanju

2. Ves svinec je v jeklu izločen v vključkih in kovinski obliki. Vključki svinca so izolirani ali pa asociirani z ostalimi nemetalnimi vključki v jeklu.

3. Med vročo predelavo se izolirani vključki svinca razpotegnijo v smeri deformacije močneje kakor nemetalni vključki. V asociiranih vključkih zavzame svinec po deformaciji značilen položaj, ki sovпада z votlinami ob nemetalnih komponentah.

Med hladno predelavo pride do fragmentacije lamel svinca brez tvorbe praznin.

4. Vključki svinca predstavljajo v matici jekel statično in stabilno fazo, pri kateri so vse spremembe položaja le navidezne in so posledica transformacij, oz. rasti osnovnih strukturnih komponent jekla.

Glede vpliva svinca na fizikalne in tehnološke lastnosti pa lahko zaključimo naslednje:

5. Svinčeva jekla imajo zmanjšano sposobnost za preoblikovanje v vročem ter nespremenjeno sposobnost za preoblikovanje v hladnem pri zmer- nih deformacijah.

6. Zaradi prisotnosti svinca se v vseh primerih izboljša obdelovalnost, vendar pa je to izboljšanje različno pri različnih vrstah jekel.

7. Svinčeva jekla imajo nižjo žilavost in trajno utripno trdnost, vendar po morfologiji prelomov ni mogoče trditi, da prisotnost vključkov svinca vpliva na mehanizem preloma jekla.

8. Svinec v cementacijskih jeklih nima vpliva na cementacijske in kalilne lastnosti jekel.

9. Pri temperaturah v okolici tališča svinca je dokazana krhkost svinčevih jekel, ki je tem večja, čim trše je jeklo.

## Literatura

1. A. Razinger: Zelezarski zbornik 8 (1974), št. 2, str. 99—109.
2. A. Razinger: Magistrsko delo — Jesenice 1973.
3. L. Kosec in sodelavci: Poročilo Metalurškega inštituta — naloga 295, Ljubljana 1974.
4. W. E. Brower: Metallurgical Transaction (1972), vol. 3, str. 3025—3031.
5. A. P. Weaver: Trans. A. S. M. (1957), 49, str. 464—481.
6. A. Kveder: Zelezarski zbornik 4 (1970), št. 3, str. 167—178.
7. B. Brudar: Zelezarski zbornik 7 (1973), št. 2, str. 101—108.
8. K. Kuzman, A. Razinger: Zelezarski zbornik 7 (1973), 4, str. 189—197.
9. B. Rudolf: Diplomsko delo št. 1788 — Fakulteta za strojništvo, Ljubljana 1972.
10. A. Razinger: Zelezarski zbornik 2 (1968), št. 1, str. 21—34.
11. Dr. Peklenik in sodelavci: Raziskave obdelovalnosti jekel s posebnim poudarkom za obdelavo na avtomatih. Poročilo št. 130 inst. LAKOS, Ljubljana 1973, (sof. SBK).
12. Bajželj Miro: Diplomsko delo št. 1774 — Fakulteta za strojništvo, Ljubljana 1972.
13. Sink Jakob: Diplomsko delo št. 1689 — Fakulteta za strojništvo, Ljubljana 1972.
14. A. Razinger, L. Kosec: Poročilo raziskovalnega oddelka ZJ, št. 36/1973, Jesenice 1970.
15. A. Kveder: Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, Naloga 188, Ljubljana 1973.
16. S. Mostovoy, N. N. Breöer: Trans. ASM196 1, vol. 61, str. 219—232.

## ZUSAMMENFASSUNG

Ziel dieser Arbeit war den Einfluss der Bleianwesenheit auf die Zerspanbarkeit, auf die physikalischen und technologischen Eigenschaften des Stahles festzustellen und zu erläutern. Die Untersuchungen sind an vier verschiedenen repräsentativen Stahlsorten mit und ohne Blei legiert, an derselben Schmelze durchgeführt worden. Die festgestellten Unterschiede können deshalb mit Sicherheit der Bleianwesenheit zugeschrieben werden. Im Bezug auf die verschiedenen Literaturangaben haben wir in unserer Arbeit besonderen Wert den Untersuchungen der Form und der Verteilung des Bleies bei den Bedingungen der plastischen Verformung und Zerstörung der Proben gelegt. Dazu ist die Elektronenmikroanalyse als Untersuchungsmethode angewendet worden:

Die Bleieinschlüsse stellen in der Stahlmasse eine statische und stabile Phase dar.

Das Verhalten der Stähle bei den Bedingungen der plastischen Verformung haben wir an warmen Torsionsproben und kalten Stauchproben studiert. Wir haben festgestellt, dass das Blei im Stahl die plastischen Eigenschaften im warmen Zustand verschlechtert, dass es aber

keinen Einfluss auf die plastische Eigenschaften im kalten Zustand hat. Diese letzte Feststellung halten wir für sehr wichtig.

In der Hinsicht der Festigkeitseigenschaften kann kein Unterschied zwischen den mit Blei legierten und nicht-legierten Stählen beobachtet werden. Eine nur kleinere Verschlechterung der Zähigkeit und Dauerfestigkeit konnte beobachtet werden, wobei aber durch die mikrofraktographischen Untersuchungen der Bruchflächen der Grund dazu nicht festgestellt werden konnte. Die Untersuchungen haben auch eine grössere Sprödigkeit der Vergütungsstähle im Bereich der Bleischmelztemperatur ergeben.

Die Einsatzhärtungsuntersuchungen an Stählen haben ergeben, dass die Anwesenheit von Blei im Stahl keinen Einfluss auf die Härtungseigenschaften der Stähle hat.

Einen günstigen Einfluss des Bleies auf die Zerspanbarkeit haben wir auch mit der Gewichtsvorschubverfahren Methode und mit den Industrierversuchen bestätigt.

Die Untersuchungsergebnisse sind sowohl für den Erzeuger, wie auch für den Verbraucher direkt anwendbar.

## SUMMARY

The paper presents and explains the influence of lead on workability, and physical and technological properties of steels. Samples of four general steels once with usual composition and once with added lead but of the same batch were investigated. The found differences can thus be surely attributed to the presence of lead. Because of numerous data in references the emphasis of our investigations was devoted to the shape and distribution of lead during forming and breaking of samples. Electron microanalysis was used in this investigations.

Lead inclusions were found to be a constant and stable phase in the steel matrix.

Steel behaviour during forming was studied by the hot torsion test and by the cold tensile test. Presence of lead was found to deteriorate the hot plasticity of steel but has no influence on the cold plasticity. The latter finding

is very important. There was found also no difference between the strength of steels with lead and without it. Slight deterioration was observed in toughness and fatigue strength, but microfractographic investigations of fractures could not explain the reasons. Increased fragility of steels for tempering at the temperatures close to the melting point of lead were confirmed.

Studies of case hardening showed that lead has no influence on the case-hardening and quenching properties of steel.

Favourable influence of lead on the machinability was confirmed by investigations with constant feed pressure and by the industrial tests.

Results of investigations are useful for the manufacturers and the consumers of lead steels.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Цель изучения была определить и объяснить влияние наличия свинца на пригодность к обработке а также на физические и технологические свойства сталей. Исследования выполняли на образцах четырех репрезентативных сортов стали в основной и в модификации с свинцом одной и той же шихты. Поэтому

установленные различия можно с надёжностью приписать присутствию свинца. Учитывая многочисленные сведения в литературе, исследователи особое внимание обратили на форму и распределение свинца в условиях пластической деформации и разрушении образцов. При исследовании употребляли электронный

микроаналитический метод. Исследованием определено, что включения свинца представляют собой в основной массе стали статическую и стабильную фазу.

Поведение стали при условиях пластичной деформации изучали на образцах испытанием на прочность при кручении в горячем состоянии и испытанием на сжатие в холодном. Определено, что присутствие свинца ослабляет пластичность стали в горячем состоянии, присутствие свинца ослабляет пластичность в холодной переработки. Это свойство, по мнению исследователей имеет важное значение. Что касается прочности, между сталями с свинцом и без него разница не обнаружена. Незначительное ослабление обнаружено при вязкости и длительной пульсирующей прочности,

но установить причину этого исследованием поверхности излома путём микрофрактографических снимков не удалось.

Исследованием доказали повышение хрупкости при сталях для улучшения при температурах в пределах около точки плавления свинца.

Исследования цементации стали показали, что присутствие свинца в стали не имеет никакого влияния на свойства стали при закалке и цементации.

Благоприятное влияние свинца на обрабатываемость доказали также исследованием методом с подачей константного давления а также опытами в промышленности.

Результаты этих исследований применимы одинаково для производителя и потребителя свинцовых сталей.

# O spremembah v sestavi primarnih karbidnih zrn in izcej v jeklu za kroglične ležaje med homogenizacijskem žarjenjem

DK: 669.14.018.292-153

ASM/SLA: CNr, N8r

F. Vodopivec in B. Ralić

Večino mase primarnih karbidnih tvorb v litem jeklu s pribl. 1,0 % C in 1,5 % Cr tvori cementit z do 22 % Cr, manjši del pa karbid tipa  $M_{23}C_6$  z najmanj 32 % Cr. Pri homogenizacijskem žarjenju se cementit hitro raztopi v avstenitu, raztapljanje karbida  $M_{23}C_6$  pa je počasnejše in poteka linearno s časom izotermnega ogrevanja.

Homogenizacija dendritnih izcej ima dve fazi, začetno zmanjšanje količine kroma v meddendritskih prostorih je hitro, nato pa preide v počasno, skoraj asimptotično približevanje k neki vrednosti, ki je tem višja, čim nižja je temperatura ogrevanja.

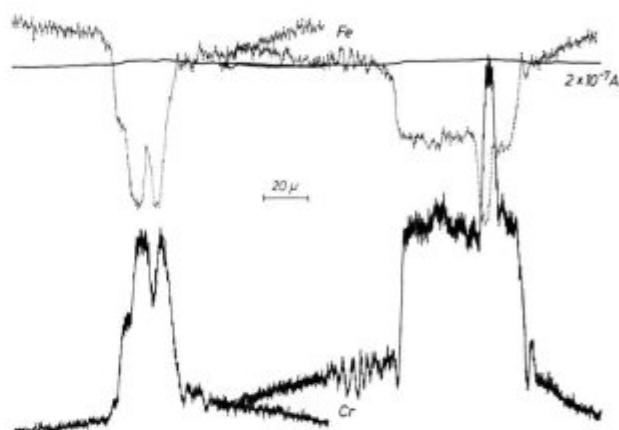
Pred časom je bilo ugotovljeno (1), da se zmanjšuje količina karbidnih zrn v jeklu za kroglične ležaje z 0,98 % C, 0,28 % Si, 0,33 % Mn, 0,015 % P, 0,008 % S in 1,55 % Cr proporcionalno s trajanjem žarjenja potem, ko se je v začetku žarjenja zelo hitro zmanjšala. Nismo pa tedaj mogli dognati, ali se med homogenizacijskim žarjenjem spreminja sestava preostalih karbidnih zrn.

Literaturni podatki kažejo (2), da je homogenizacija izcej v bronih in v aluminijevih zlitinah razmeroma hitra in zato ni potrebno dolgotrajno ogrevanje blokov teh zlitin pred vročo predelavo. Eksperimentalnih podatkov o homogenizaciji izcej v jeklih za kroglične ležaje ni, zato smo določili kinetiko homogenizacije dendritnih izcej v takem jeklu in tako dobili celovito podobo o tem, kar se v njem dogaja med homogenizacijskim žarjenjem pred vročo predelavo. Mikroanalizator, ki smo ga imeli na voljo, je premalo občutljiv, da bi lahko izmerili izceje ogljika, ki so po videzu mikrostrukture pridružene izcejam kroma, zato smo izmerili le izceje tega elementa in izceje mangana pri eni temperaturi.

Površinska (scanning) analiza je pokazala, kar na optičnem mikroskopu ni bilo mogoče razločiti, da je precej primarnih zrn dvofazne sestave.

Na prilogi 1 vidimo v polju lamelnarnega ledeburita dve karbidni zrna, ki sta zraščeni z vključ-

koma manganovega sulfida. Na elektronskem posnetku sestave (ES) je ob temnem vključku temnejša lisa, kjer je večja koncentracija kroma in manjša koncentracija železa, kot v okolišnem karbidu.



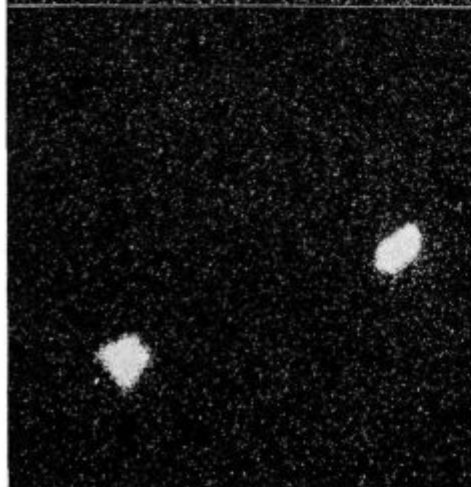
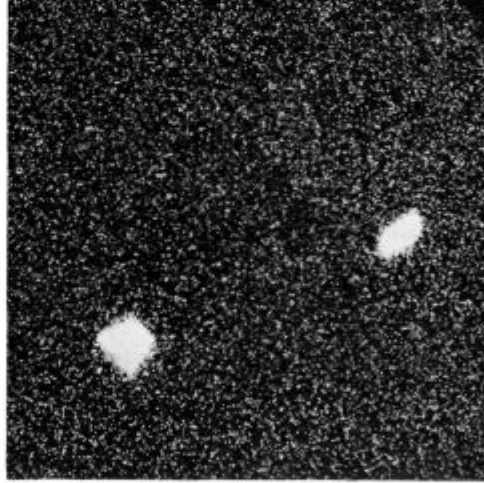
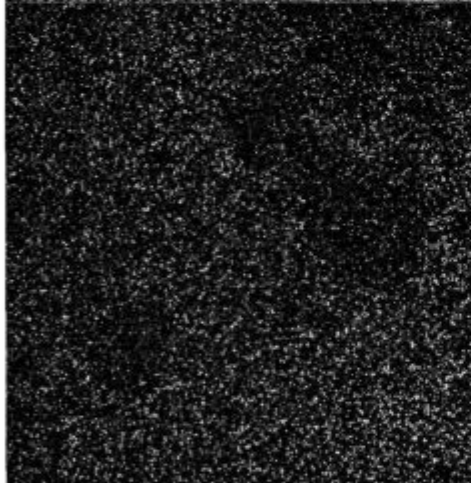
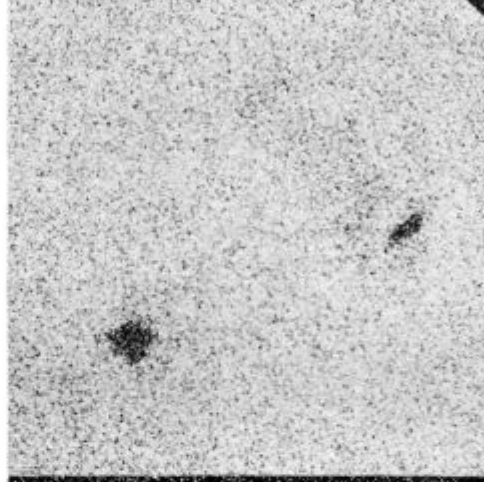
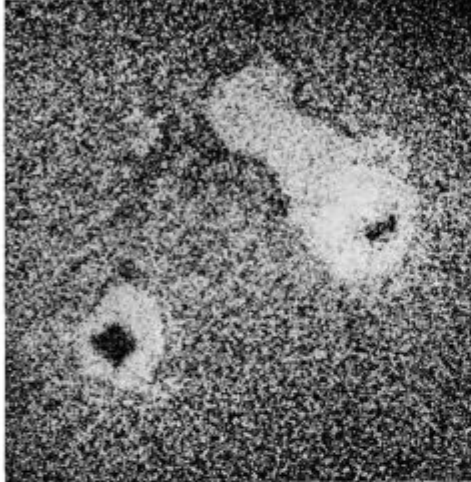
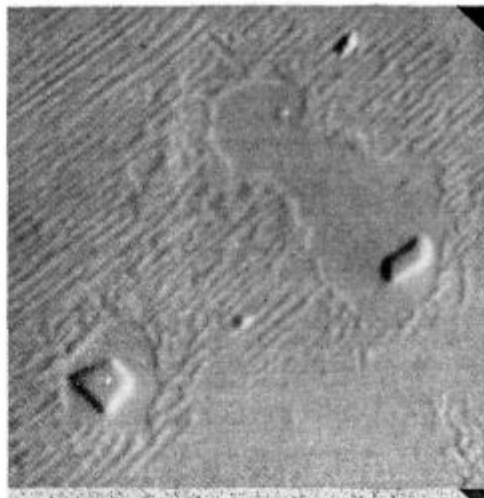
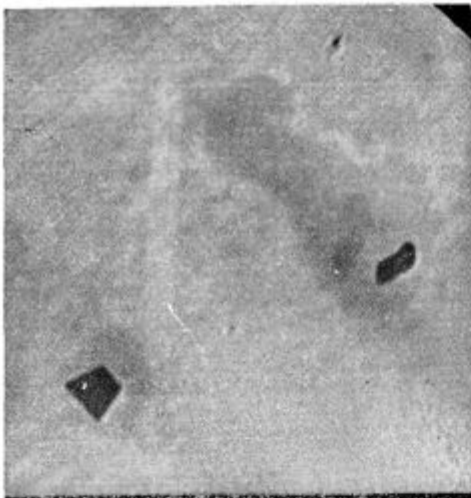
Slika 1

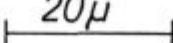
Profil koncentracije za krom in železo pri prehodu preko dveh ledeburitnih polj s karbidnim zrnom. Lito in v bloku ohlajeno jeklo.

Linijska analiza (sl. 1) je potrdila, da gre za dve vrsti karbida, ki imata zelo različno vsebnost kroma in železa. Levi grafikon kaže profil koncentracije železa in kroma pri prehodu čez enofazno karbidno zrno, desni pa profil pri prehodu čez dvofazno zrno. Karbidna zrna v litem jeklu torej niso enotna, marveč so v številnih primerih med njimi vložki, ki so bogatejši s kromom. Na poti iz notranjosti dendrita proti izcejnemu mestu enakomerno raste vsebnost kroma, v ledeburitnem polju pa postane porazdelitev kroma neenakomerna zato, ker cementitna komponenta evtetika vsebuje več kroma kot avstenitna komponenta. Na prehodu med ledeburitom in primarnim karbidnim zrnom skokoma zraste vsebnost kroma, enako je pri prehodu iz ene v drugo karbidno fazo. Mislimo, da je mogoče na osnovi porazdelitve kroma zanesljivo trditi, da so večja karbidna zrna v ledeburitnih poljih primarnega porekla in da so nastala zaradi neravnotežnega strjevanja jekla že pred kristalizacijo evtetika.

V vzorcu jekla, ki je bil ogrevan 0,5 ure pri 1140° C, je bilo manj karbidnih zrn, v vseh pa smo

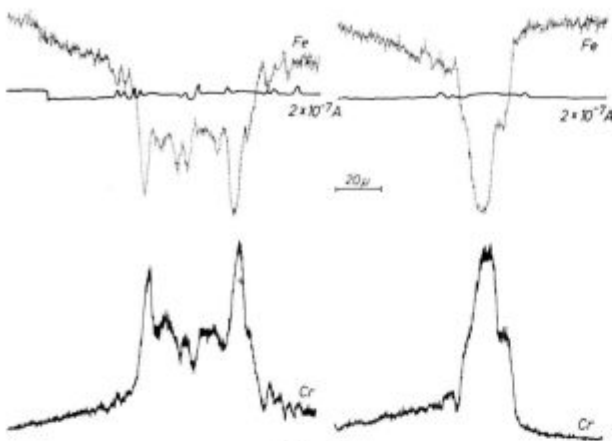
Franč Vodopivec je doktor metalurških znanosti in samostojni raziskovalec na metalurškem inštitutu v Ljubljani Boško Ralić, višji tehnik na metalurškem inštitutu v Ljubljani



<i>ES</i>	<i>ET</i>
<i>XCr</i>	<i>XFe</i>
<i>XSi</i>	<i>XMn</i>
<i>XS</i>	$20\mu$ 

Priloga 1

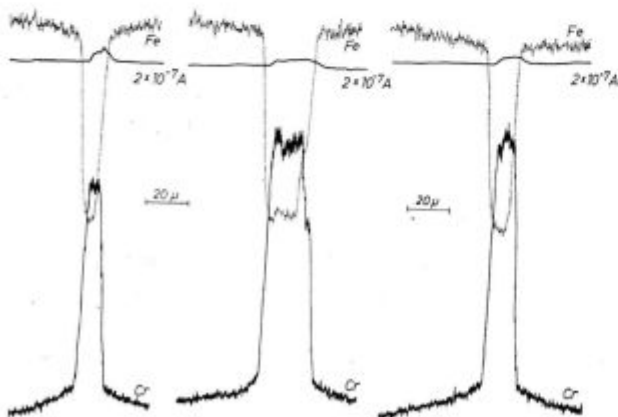
Primarni karbidni zrnj v ledeburitnem polju. Elektronska posnetka sestave (ES) in topografije (ET) ter specifični X posnetki za krom, železo, silicij, mangan in žveplo.



Slika 2

Profil koncentracije za krom in železo pri prehodu čez karbidni zrn v vzorcu, ki je bil ogrevan 0,5 ure pri 1140°C in kaljen v vodi.

našli karbid, bogatejši s kromom (slika 2). Čeprav v mikroskopu okoli karbidnih zrn nismo opazili ledeburita, pokaže linijska analiza, da je na tem mestu porazdelitev kroma neenakomerna. Torej se je cementit hitreje raztopil v avstenitu, kot je prišlo do izenačevanja vsebnosti kroma kljub sorazmeroma majhni razdalji med obema komponentama, ki sestavljata ledeburit. Po enournem žarjenju smo našli v preostalih karbidnih zrnih le poredkoma dele z manjšo vsebnostjo kroma (sl. 3), po dveurnem žarjenju pa so bila vsa karbidna zrna le iz faze z več kroma. Na profilu koncentracije za krom na sliki 3 opazimo le statistične variacije, kar je znak, da v avstenitu ob karbidnih zrnih ni več mikroheterogenosti v porazdelitvi kroma, ki je, kot smo že omenili, posledica različne vsebnosti kroma v obeh komponentah, ki sestavljata ledeburit. Točkasta kvantitativna analiza na elektronskem mikroanalizatorju z upoštevanjem korekture na fluorescenco po Reedu (3), rezultati so v tabeli 1, je potrdila, da gre res za dve vrsti karbida, od katerih je v enem 18 do 21,5 % kroma, v drugem pa 32 do 35 % kroma in seveda ustrezno manjša vsebnost železa.



Slika 3

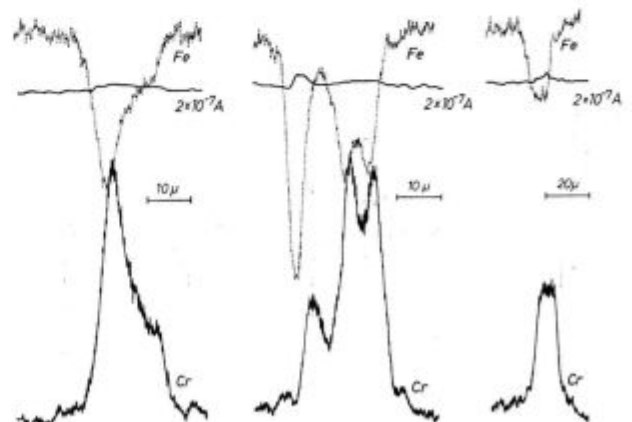
Isto kot slika 2 za vzorec, ki je bil ogrevan 1 uro.

Tabela 1 — Vsebnost kroma v karbidnih zrnih v litem stanju in po različno dolgem ogrevanju pri 1140°C:

Nežarjen	1)	34,6 % Cr
	2)	18,9 do 21,4 %
Zarjen 0,5 ure:	1)	33,3 %
	2)	18,3 %
	3)	34,0 %
Zarjen 1 uro:	1)	18,4 %
	2)	32,9 %
	3)	20,4 %
Zarjen 2 uri:	1)	33,9 %
	2)	20,3 %
	3)	35,0 %
Zarjen 1 uro:	1)	34,5 %
	2)	34,7 %
	3)	34,7 %
Zarjen 2 uri:	1)	33,3 %
	2)	31,9 %
	3)	32,2 %

Na osnovi sestave jekla in vsebnosti kroma je mogoče opredeliti karbid z manj kroma kot cementit, ki po podatkih iz literature (4) lahko topi do 20 % kroma. Debye-Scherrer analiza karbidnega izolata iz jekla, ki je bilo ogrevano 1 uro pri 1140°C, je pokazala, da je drugi karbid vrste  $M_{23}C_6$ .

Na sliki 4 je profil koncentracije kroma in železa pri prehodu preko karbidnih zrn, katera smo našli v karbidnih segregacijah v gredici jekla iste vrste, vendar druge šarže. Tudi tu sta v karbidnih zrnih 2 fazi z različno vsebnostjo železa in kroma. Na osnovi preje opisanih ugotovitev sklepamo, da po ogrevanju pred valjanjem v jeklu ni bilo neraztopljenega cementita, temveč le preostala neraztopljena zrna kromovega karbida. Med ohlaja-



Slika 4

Profil koncentracije za krom in železo pri prehodu pravokotno na vzdolžno os čez karbidne segregacije v gredici jekla z okrog 1 % C in 1,5 % Cr.



njem se na teh karbidnih zrnih izloča cementit iz okolišnega avstenita, ki je zaradi nepopolne homogenizacije bogat z ogljikom (5).

Obliko krivulje, ki kaže kinetiko raztapljanja karbidov (1), je mogoče razložiti takole: začetna hitra faza predstavlja raztapljanje v primarnih karbidnih zrnih prevladujoče cementitne mase; proces z linearno kinetiko, ki predstavlja raztapljanje karbidnih zrn tipa  $M_{23}C_6$ , je bolj počasen kot proces raztapljanja cementita in odvisen od reakcije na mejni površini karbid-avstenit.

Poskuse homogenizacije smo napravili na istem jeklu pri temperaturah 1050, 1150 in 1250°C, to je v temperaturnem intervalu, ki prekriva območje ogrevanja jekla pred valjanjem. Po končanem ogrevanju smo vzorce kalili v vodi. Analize smo napravili na standardnih metalografskih obruskah, jedkanih z nitalom. Izceje so se lahko razločile, ker v meddendritskih prostorih skoraj ni bilo martenzita, razen pri dveh najdaljših ogrevanjih pri 1250 in 1150°C. Vsebnost kroma in mangana smo izmerili na 50 mestih v izcejah, brez upoštevanja mest, kjer so bila v jeklu primarna karbidna zrna. V grafikonu na sliki 5 je upoštevano samo deset največjih izmerjenih vrednosti na vsakem vzorcu. Izmerjene vsebnosti kroma smo korigirali na fluorescenco po Reedu. Rezultati na sliki 5 kažejo, da je dosežena homogenizacija odvisna od temperature in od trajanja homogenizacije. Zmanjšanje vsebnosti kroma in mangana v izcejah je v začetku žarjenja hitreje kot pri nadaljevanju. Ta razlika je pri kromu bolj poudarjena pri temperaturi 1250°C, kjer nadaljevanje žarjenja po osmih urah ne povzroča več nobenega pomembnega izenačevanja koncentracije. Očitno je tedaj doseženo stanje, ko se je povečala dolžina difuzijskih poti in povečal vpliv medsebojnega zmanjšanja aktivnosti ogljika in kroma, ki sta

raztopljeni v avstenitu, na proces izenačevanja koncentracij z difuzijo. Hiter potek homogenizacije kroma je manj izrazit pri temperaturi 1150°C, proces homogenizacije pa daljši kot pri 1250°C. Proces homogenizacije pri temperaturi 1050°C je zelo počasen in tehnološko brez pomena.

Na prilogi 2 vidimo makroposnetke vzorcev, ki so bili različno dolgo ogrevani pri temperaturi 1250°C. Če primerjamo posnetke s sliko 5, ugotovimo, da so po enakem jedkanju izceje zelo jasne na vzorcih, ki so bili ogrevani od 1 do 16 ur in v katerih se je vsebnost kroma v izcejah zmanjšala od 3,2 na 2,3 %; na vzorcu, ki je bil ogrevan 48 ur pa izceje komaj zaznamo, čeprav je intenziteta izcejanja le malo manjša (za 0,2 %). Torej lahko trdimo, da po videzu na metalografsko pripravljenem obrusku ni mogoče popolnoma zanesljivo sklepati o homogenosti jekla.

Rezultati kažejo, da je popolna homogenizacija jekla s pribl. 1 % C in 1,5 % Cr tehnološko neizvedljiva in da je bolj učinkovito povišanje temperature ogrevanja kot podaljšanje trajanja ogrevanja, če želimo doseči čim bolj homogeno sestavo jekla.

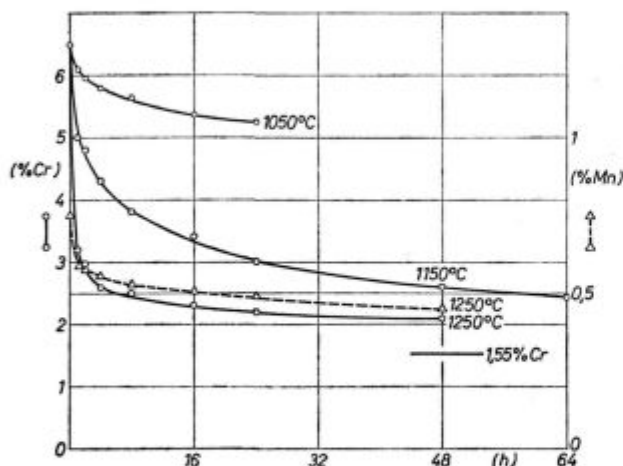
### Sklep

Zaradi neravnovesnega strjevanja nastajajo v jeklu z okrog 1 % C in 1,55 % Cr primarne karbidne tvorbe, katerih večino mase tvori karbid cementitnega tipa, ki vsebuje do pribl. 22 % kroma; v njih pa so tudi drobna zrna karbida tipa  $M_{23}C_6$ , ki ima najmanj 32 % kroma. Pri homogenizacijskem ogrevanju se cementitna masa raztopi v avstenitu razmeroma hitro, precej počasneje pa je raztapljanje karbida tipa  $M_{23}C_6$ .

Homogenizacija dendritskih izcej ima dve fazi. Začetno zmanjševanje vsebnosti kroma v meddendritskih prostorih je hitro, nato pa preide homogenizacija v počasen proces skoraj asimptotičnega približevanja intenzitete izcejanja kroma neki končni vrednosti, ki je tem višja, čim nižja je temperatura ogrevanja. Na osnovi videza izcej na metalografsko pripravljenem obrusku ni mogoče sklepati zanesljivo o homogenosti jekla, ki je bila dosežena s homogenizacijskim ogrevanjem.

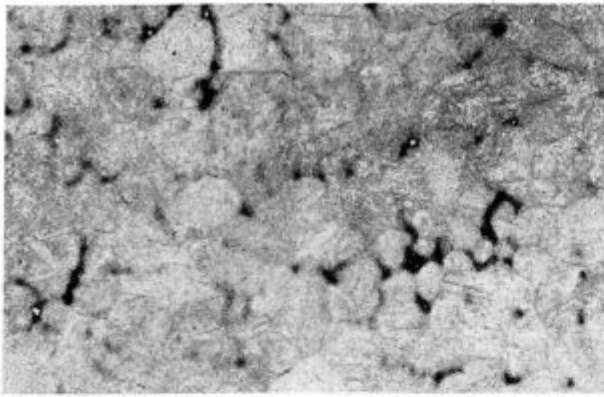
### Literatura

1. Vodopivec F.: A. Eisenhüttenwesen 42, (1971), 4, 283—286.
2. Kosce L., Podgornik A. in Ralić B.: Rudarsko Metalurški Zbornik, 1972, 4, 417—428.
3. Reed S. J. B.: Brit. Journal Ap. Physics 16, (1965), 913—926.
4. Kuo K.: Journal of ISI 173, (1953), april, 363—375.
5. Houdremont E.: Handbuch der Sonderstahlkunde; 3. Aufl. Berlin u. Düsseldorf, 1966, 5.431.

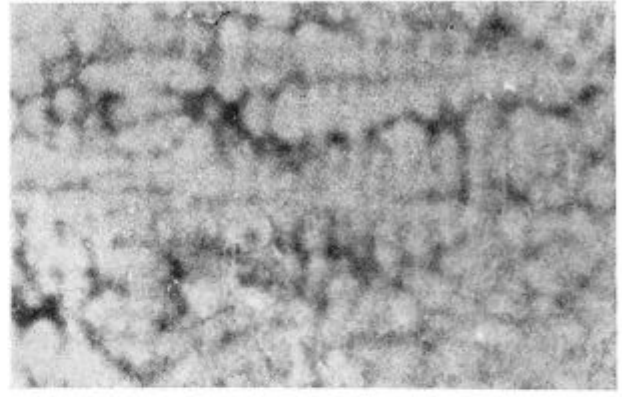


Slika 5

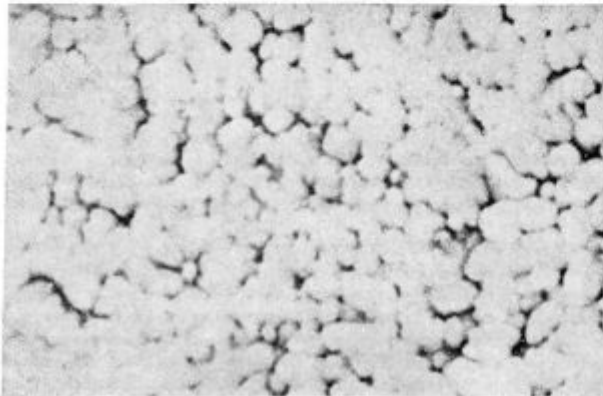
Intenziteta izcej kroma in mangana v odvisnosti od temperature in trajanja ogrevanja. Za lito stanje je upoštevan vzorec, ki je bil ogrevan 0,5 ure, pri 850°C in kaljen v vodi.



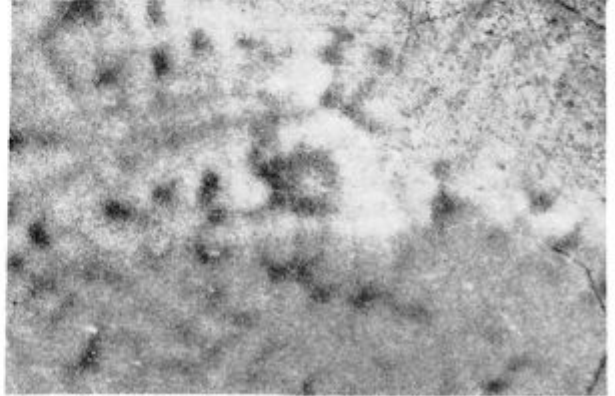
a) 850 °C, 0,5 ure,



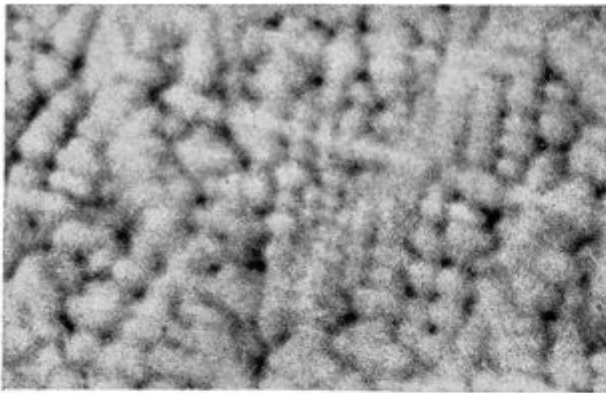
d) 1250 °C, 4 ure,



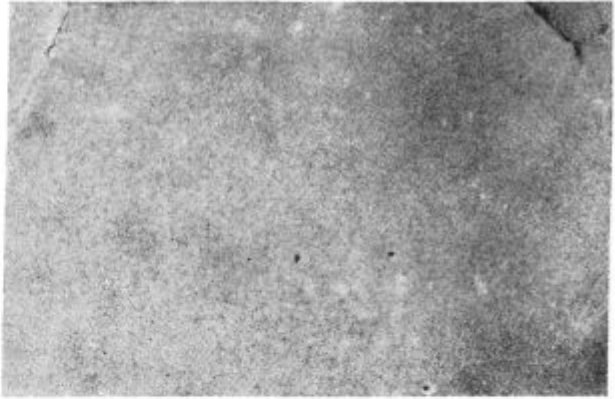
b) 1250 °C, 1 uro,



e) 1250 °C, 16 ur,



c) 1250 °C, 2 uri,



f) 1250 °C, 48 ur

Priloga 2

Videz izceļ na vzorcih, ki so bili različno dolgo ogrevani in nato kaljeni v vodi.

## ZUSAMMENFASSUNG

Es sind einige Versuche des Homogenisierungsglühens eines Stahles mit etwa 1% C und 1,5% Cr durchgeführt worden, um den Verlauf der Karbidlösung im Austenit, und die Kinetik der Ausgleichung der Konzentrationsunterschiede in dendritischen Seigerungen festzustellen.

Der Hauptteil der Masse der primären Karbidbildungen besteht aus Zementit, welcher bis zu 22% Cr enthält, und nur ein kleiner Teil der Masse wird von

Karbidkörnern des Types  $M_{23}C_6$  gebildet, welche wenigstens 32% Cr enthalten. Beim Glühen löst sich Zementit sehr schnell im Austenit. Das Auflösen der Karbidkörner  $M_{23}C_6$  verläuft langsamer und ist linear von der Zeit abhängig. Der Lösungsmechanismus zeigt, dass die Karbidseigerungen, welche im warmverformten Stahl dieser Sorte zu finden sind, sekundärer Herkunft und als Folge der nichtgerechten Abkühlung des Stahles sind.

Der Konzentrationsangleich der dendritischen Seigerungen verläuft in zwei Phasen, zunächst die schnelle Verminderung des Chromgehaltes in zwischen dendritischen Plätzen, und in der zweiten, das asymptotische Nähern des Chromgehaltes zu einem Endwert, welcher

um so grösser ist, je niedriger die Glühtemperatur des Stahles ist. Eine Erhöhung der Glühtemperatur vermindert die Seigerungen wirkungsvoller als die Verlängerung der Glühzeit.

### SUMMARY

Steel with about 1.0% Cr, and with 1.5% Cr were homogenized to analyze the dissolution of carbides in austenite and to determine the kinetics of equalizing dendritic segregations.

The majority of primary carbide segregations is composed of cementite with up to 22% Cr, and only a minority are the carbide grains of  $M_{23}C_6$  type containing at least 32% Cr. In annealing, cementite is quickly dissolved in austenite while dissolving of  $M_{23}C_6$  carbide grains is slower and linear with time. The dissolving mechanism shows

that the carbide segregations in such hot worked steel are a secondary phenomenon, and they are caused by inadequate cooling of steel.

Homogenizing of dendrite segregations is composed of two steps, i. e. the initial fast reduction in chrome content in the interdendritic spaces, and the step of nearly asymptotic approaching of chrome content to a final value which is the higher the lower is the annealing temperature. Higher annealing temperatures much more effectively reduce the segregations than the prolonged annealing times.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Чтобы определить каким образом происходит растворение карбидов в аустените, какова кинетика уравнивания сегрегаций дендритов в стали с содержанием прибл. 1.0% С и 1.5% Cr выполнен низ опытов.

Определали, что самую большую часть образований представляет цементит с содержанием до 22% Cr, а только меньшую часть составляют зёрна карбидов типа  $M_{23}C_6$ , которые содержат не менее 32% Cr. Во время отжига цементит быстро растворяется в аустените, между тем как зёрна карбидов  $M_{23}C_6$  растворяются медленнее, параллельно с течением времени. Механизм

растворения показывает, что сегрегация карбидов, которую можно обнаружить в горяче переделанной стали этого сорта вторичного происхождения, вследствие неправильного охлаждения стали.

Гомогенизацию дендритных сегрегаций образуют две Фазы; первую, быстрое уменьшение содержания хрома в промежуточных ёмкостях дендритов и, вторую, почти асимптотического приближения содержания хрома к некоторой конечной величине, которая тем выше, чем ниже температура нагревания стали. Повышение температуры нагревания гораздо активнее уменьшит содержание сегрегаций чем увеличение продолжительности нагревания.



# Izdelava matematičnega modela za ogrevanje jekla v industrijskih pečeh\*

DK: 517.947.43:518.61

669.046

ASM/SLA: U4S, F216

Božidar Brudar

Opisan je primer, kjer s pomočjo matematičnega modela predvidevamo skrajšanje procesa ogrevanja in s tem prihranek energije. Predpostavljamo, da gre za izmenjavo toplote s sevanjem. Enačbo za prevajanje toplote smo rešili numerično za dvodimenzionalni model.

## UVOD

Za uspešno valjanje jeklenih ingotov in bram je potrebno, da jih enakomerno ogrejemo na temperaturo od 1200° do 1300° C. V jeseniški železarni jih ogrevamo v globinskih pečeh, ki so kurjene z mazutom. Koliko časa moramo segreti bloke v globinski peči, je odvisno od začetne toplotne vsebnosti. Ta pa je odvisna od časa, ki preteče od konca vlivanja v jeklarni do prihoda v valjarno (track time). S stališča ekonomike ogrevanja je zaželeno, da je ta čas čim krajši. Od specifične toplote in toplotne prevodnosti materiala pa je odvisno, koliko časa traja, da se hladni blok ogreje na zaželeno temperaturo.

Izdelali smo matematični model, po katerem lahko izračunamo, kako hitro se ogreje tak blok od 0° do 1300° C, če je temperatura površine ves čas 1300° C. Tako smo simulirali najhitrejše možno ogrevanje hladnega bloka.

Če pa hočemo določiti, koliko časa moramo ogrevati v globinski peči blok, ki je še vroč, je treba najprej poznati njegovo začetno temperaturno porazdelitev. Izdelali smo dvodimenzionalni matematični model, s katerim smo simulirali ogrevanje in ohlajanje vročega bloka s sevanjem. Ko smo določili začetni temperaturni profil v preseku brame B 8, smo izračunali temperaturno porazdelitev in toplotno vsebnost za nekaj tipičnih pogojev ogrevanja.

V obeh primerih smo predpostavili, da so naši bloki v obliki kvadra in da so specifična toplota, toplotna prevodnost in gostota materiala konstante<sup>1</sup>.

\* To je povzetek elaborata, ki je bil izdelan s sofinansiranjem SBK naloga št. 236 — 1973

Božidar Brudar je diplomirani inženir in magister fizike in višji strokovni sodelavec v raziskovalnem oddelku Železarne Jesenice.

## Seznam uporabljenih simbolov

- a — dolžina kvadra
- b — širina kvadra
- c — višina kvadra
- $c_p$  — specifična toplota
- h — brezdimenzijski korak v krajevni smeri
- l — brezdimenzijski korak v časovni smeri
- r — brezdimenzijska koordinata v smeri x (kvader)
- R — mrežna razdalja
- s — brezdimenzijska koordinata v smeri y (kvader)
- S — konstanta, ki povezuje krajevni in časovni korak
- t — čas
- $t_0$  — referenčni čas
- t' — časovni korak
- T — temperatura v bloku
- $T_s$  — temperatura na površini bloka (homogeni pogoji)
- $T_1$  — temperatura bloka v začetku
- $T_0$  — temperatura v sredini preseka
- $T_x$  — temperatura v okolici bloka
- u — temperatura v brezdimenzijski obliki (kvader)
- v — brezdimenzijska koordinata v smeri z (kvader)
- w — čas v brezdimenzijski obliki (kvader)
- x — krajevna koordinata v smeri dolžine pravokotnika
- $x_0$  — referenčna dolžina
- $X_1$  — ortogonalni polinom (e)
- $X_2$  — ortogonalni polinom ( $T_s$ )
- $X_{1m}$  — vrednosti, pri katerih je Y minimalen
- $X_{2m}$
- y — krajevna koordinata v smeri širine pravokotnika
- Y — vsota kvadratov razlik temperature (sevanje)
- z — krajevna koordinata v smeri višine kvadra
- $\epsilon$  — emisijski koeficient
- y — brezdimenzijska koordinata v smeri y (sevanje)
- $\theta$  — temperatura v brezdimenzijski obliki za primer sevanja
- $\lambda$  — toplotna prevodnost
- $\xi$  — brezdimenzijska koordinata v smeri x (sevanje)
- $\rho$  — gostota snovi
- $\sigma$  — Stefanova konstanta
- $\tau$  — čas v brezdimenzijski obliki za primer sevanja

## OGREVANJE HLADNEGA BLOKA

Predpostavljamo, da imamo ingot v obliki kvadra z robovi a, b, c z začetno temperaturo T (x, y, z, 0) =  $T_1$ . Izhodišče koordinatnega sistema si izberemo v enem od oglov kvadra, osi pa so vzporedne z robovi a, b, c. Blok postavimo v peč, ki ima tako moč, da je temperatura površine bloka ves čas  $T_v = \text{konst.}$

Toplotno enačbo

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{\rho \cdot c_p}{\lambda} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1)$$

smo rešili s Fourierovo metodo za separacijo spremenljivk. Pri tem smo si izbrali začetni pogoj

$$T(x, y, z, 0) = T_1$$

in robne pogoje:

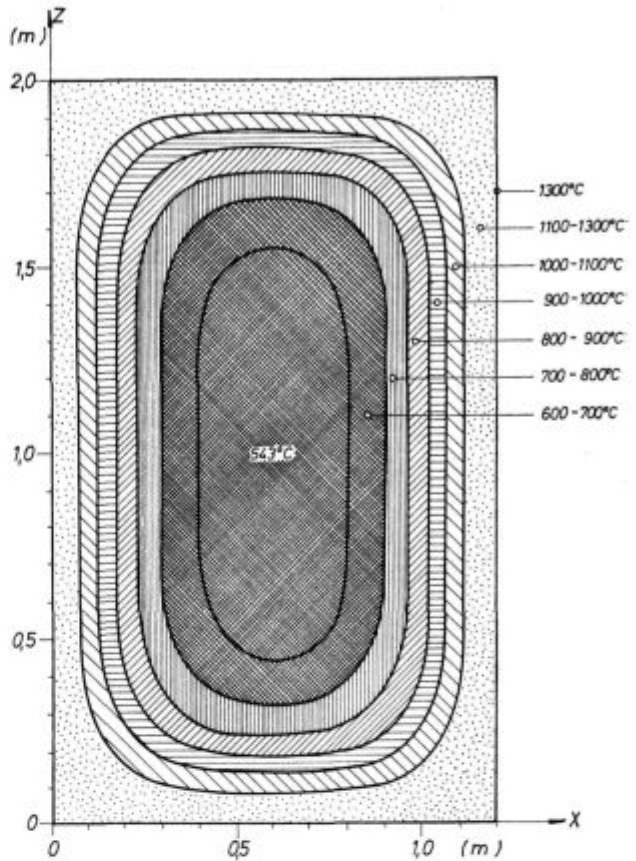
$$\begin{aligned} T(0, y, z, t) = T(a, y, z, t) &= T_v \\ T(x, 0, z, t) = T(x, b, z, t) &= T_v \\ T(x, y, 0, t) = T(x, y, c, t) &= T_v \end{aligned}$$

Rešitev enačbe (1) lahko zapišemo (Dodatek I) v obliki:

$$\begin{aligned} T = T_v + \sum_{k_1} \sum_{k_2} \sum_{k_3} \frac{64 \cdot (T_1 - T_v)}{\pi^3 \cdot k_1 \cdot k_2 \cdot k_3} \cdot \sin\left(\frac{k_1 \pi x}{a}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_2 \pi y}{b}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_3 \pi z}{c}\right) \cdot \exp\left[-\frac{\pi^2 \cdot \lambda \cdot t}{\rho \cdot c_p \cdot a^2} \left(k_1^2 + \frac{a^2}{b^2} k_2^2 + \frac{a^2}{c^2} k_3^2\right)\right] \end{aligned}$$

pri čemer so  $k_1, k_2, k_3$  zaporedna liha cela števila.

Tako lahko izračunamo temperaturo za vsako točko ob vsakem času. Izdelali smo računalni-



Slika 2  
Porazdelitev temperature v osnem preseku po 2 urah ogrevanja

ški program, ker je računanje trojnih vrst zelo zamudno. Po tem programu lahko za vsak kvader poljubnih dimenzij in lastnosti izračunamo, kako se temperatura spreminja s časom, če predpostavimo tako idealno ogrevanje.

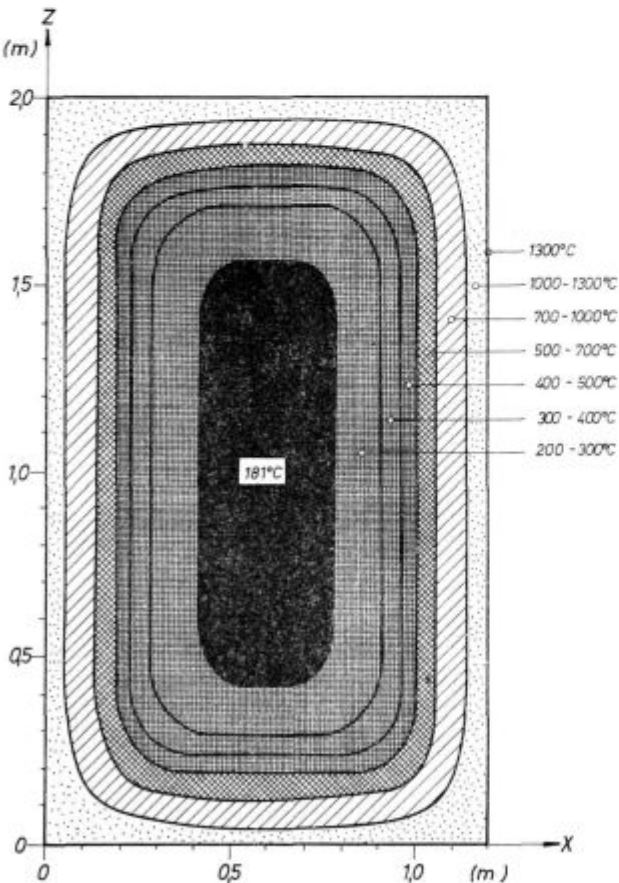
Na slikah 1—5 so narisane izoterme v osnem preseku brame B 8 ( $a = 1,170$  m,  $b = 0,630$  m,  $c = 1,950$  m,  $\rho = 7800$  kg/m<sup>3</sup>,  $\lambda = 20,0$  kcal/mhst,  $c_p = 0,170$  kcal/kgst) po 1 uri, dveh urah, treh urah, petih urah in osmih urah ogrevanja, če je  $T_1 = 0^\circ$  C, in  $T_v = 1300^\circ$  C.

**OGREVANJE TOPLEGA BLOKA**

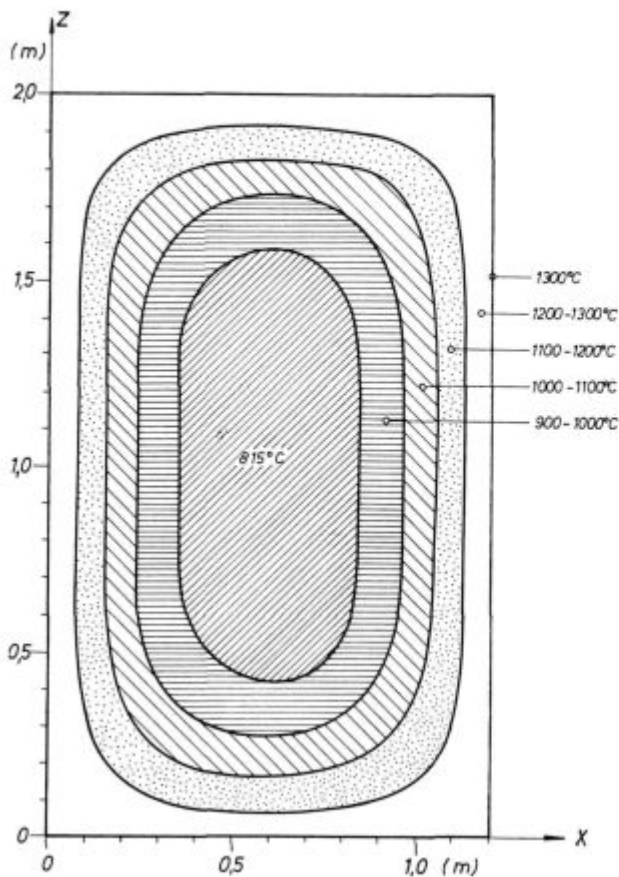
Pri zalaganju toplih blokov v globinsko peč (kratek track time) je treba upoštevati, da že blok sam vsebuje precej toplote. Od začetne porazdelitve temperature je odvisno, koliko časa mora blok ostati še v peči, da doseže temperaturno porazdelitev, ki je primerna za valjanje.

Porazdelitev temperature v srednji presečni ploskvi brame smo določili takole.

Bramo B 8 s transportnim časom približno 2 uri smo postavili na tla, pokrita z dolomitnim peskom. Tudi glava je bila prekrita z ostanki lun-



Slika 1  
Porazdelitev temperature v osnem preseku po 1 uri ogrevanja



Slika 3

Porazdelitev temperature v osnem preseku po 3 urah ogrevanja

keritskega praška in zato toplotno izolirana. Temperatura okolice je bila  $20^{\circ}\text{C}$  in tako se je brama ohlajala na zraku 3 ure. Vsakih 15 minut smo izmerili temperaturo v sredini obeh stranskih ploskev v točkah A in B (slika 6).

Izmerjene vrednosti smo narisali kot točke na sliki 7 in se vprašali, kakšna je morala biti temperaturna porazdelitev v začetku, če predpostavljamo, da se je blok 3 ure hladil s sevanjem.

Nadalje smo predpostavljali, da je bila začetna porazdelitev taka, kot jo prikazuje slika 6, kjer pada temperatura v smeri I in J od srednje vrednosti  $T_0$  po paraboli druge stopnje, obenem pa je temperatura v točkah A in B enaka začetnim izmerjenim vrednostim ( $810^{\circ}$  oziroma  $900^{\circ}\text{C}$ ). Predpostavljali smo, da je ohlajanje dvodimenzionalno in z metodo ortogonalnih polinomov (Dodatek III) poiskali take vrednosti za  $T_0$  in emisijski koeficient  $\epsilon$ , da se je izračunani potek temperature v točkah A in B kar najboljše ujema z izmerjenimi vrednostmi. Tako smo izračunali, da je  $T_0 = 1360^{\circ}\text{C}$  in  $\epsilon = 0,99$ . Takrat je bila vsota kvadratov razlik med izračunanimi in izmerjenimi temperaturami v točkah A in B minimalna. Srednje pov-

prečno odstopanje med izmerjenimi in izračunanimi temperaturami je znašalo  $\approx 16^{\circ}\text{C}$ . (Krivulji na sliki 7).

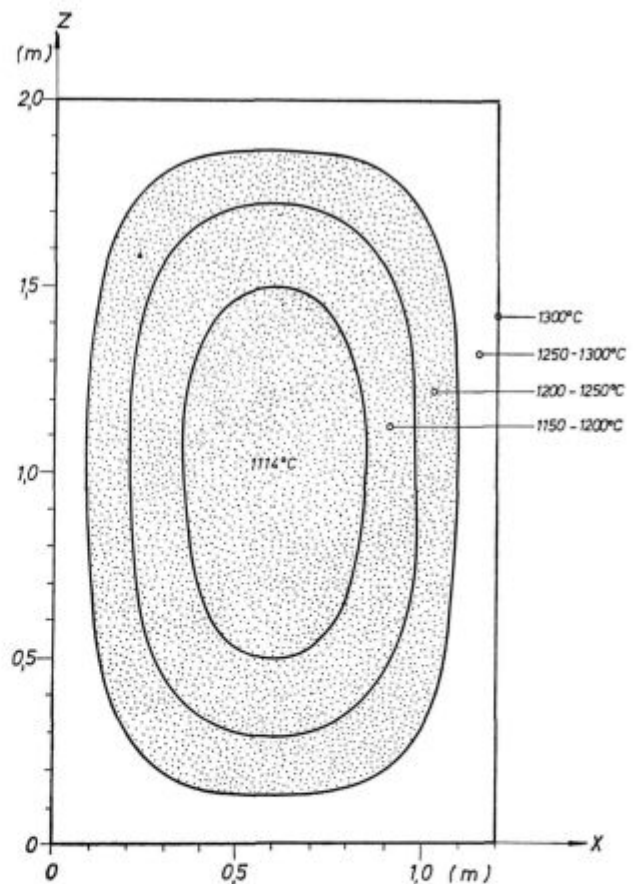
Če torej privzamemo, da je  $T_0 = 1360^{\circ}\text{C}$  in  $\epsilon = 0,99$  in da se temperatura po preseku spreminja po paraboli drugega reda, dobimo pri ohlajanju s sevanjem v točkah A in B temperaturni potek, ki je kar najbolj podoben izmerjenemu. Tak blok bomo imenovali **optimalni blok**.

Poskusili smo tudi s predpostavko, da je temperatura po preseku porazdeljena po paraboli 4. reda, pa smo dobili precej slabše rezultate. Vrednost za  $\epsilon$  je v okviru vrednosti, ki so jih dobili drugi avtorji<sup>10, 11</sup>, ki so upoštevali konvekcijo.

Tudi praktično smo se prepričali, da je takšen model pravilen<sup>13</sup>. V laboratoriju smo ogreli manjši blok ( $100 \times 100 \times 200\text{ mm}$ ) na  $1220^{\circ}\text{C}$  in ga pustili, da se je hladil na zraku. Pri tem smo merili temperaturo v sredini bloka in v sredini stranske ploskve. Primerjali smo izmerjene vrednosti z izračunanimi po tem modelu.

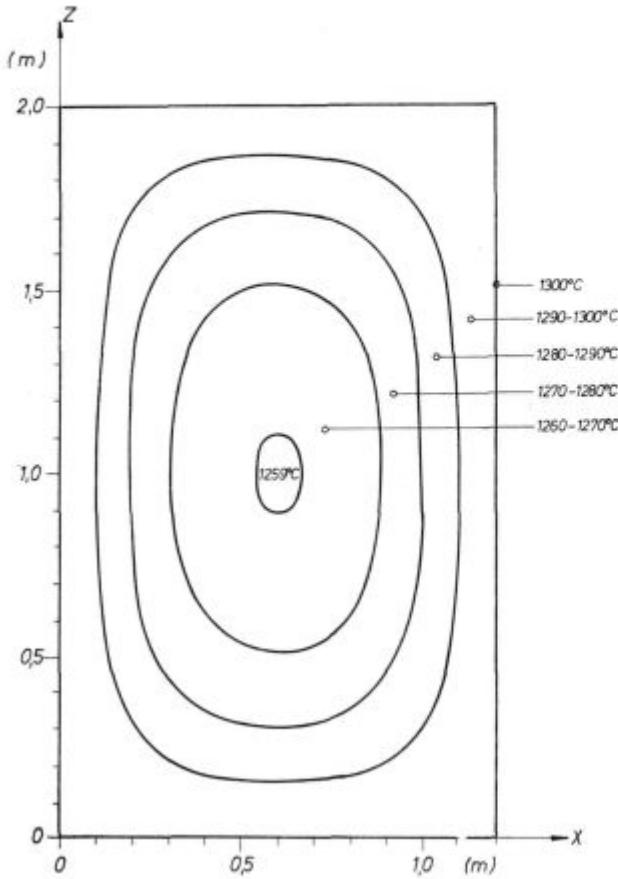
Enačba, ki smo jo reševali za primer sevanja:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = \frac{\rho \cdot c_p}{\lambda} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2)$$



Slika 4

Porazdelitev temperature v osnem preseku po 5 urah ogrevanja



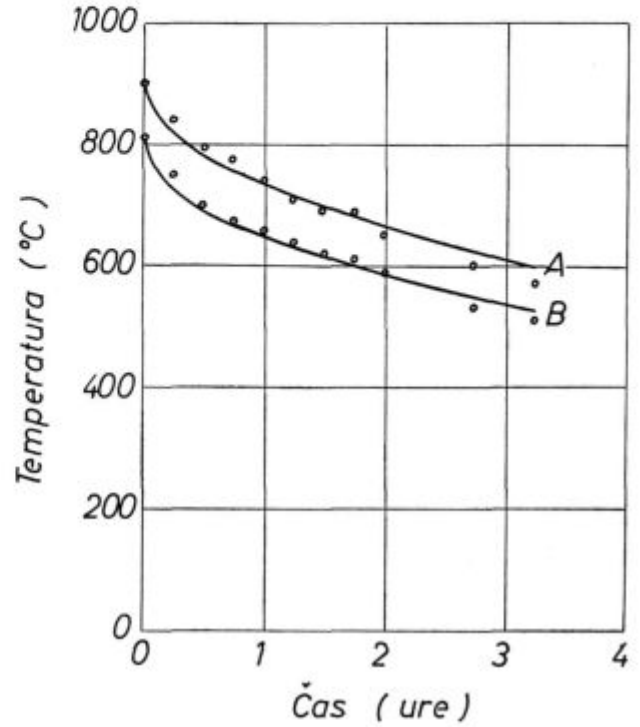
Slika 5

Porazdelitev temperature v osnem preseku po 8 urah ogrevanja

Robni pogoji:

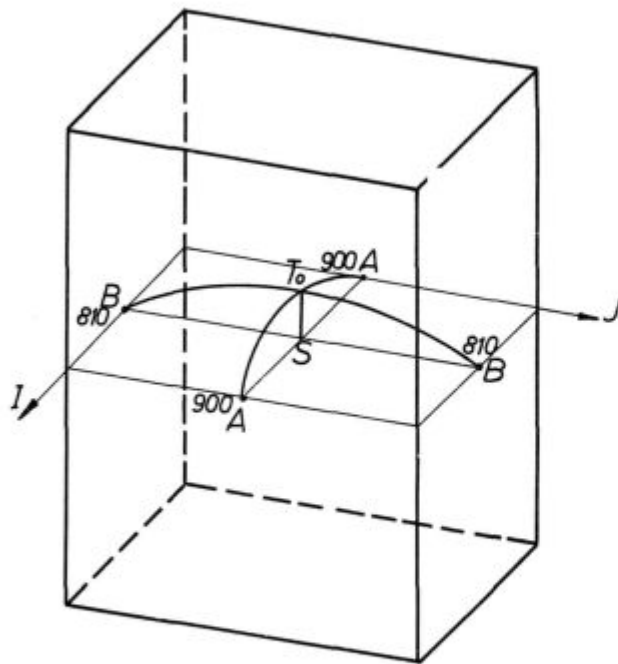
$$-\lambda \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right)_{x=0} = -\lambda \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right)_{x=a} = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T_p^4 - T_z^4)$$

$$-\lambda \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=0} = -\lambda \left( \frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=b} = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T_p^4 - T_z^4)$$



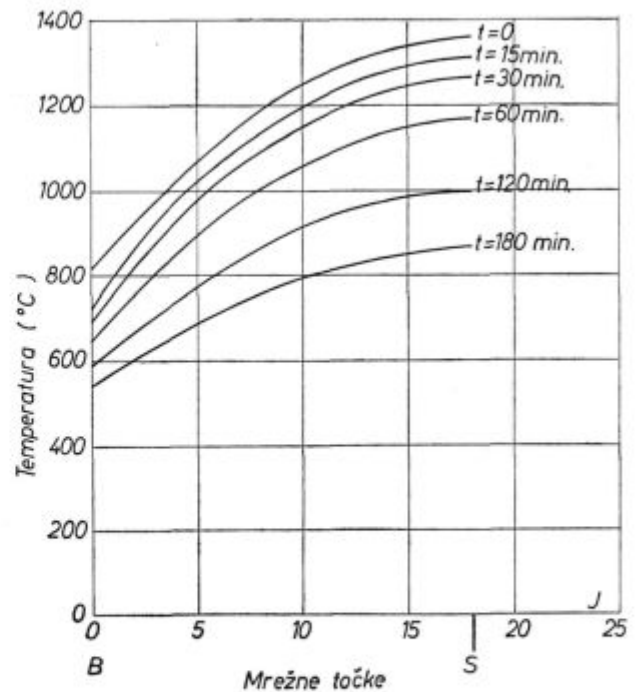
Slika 7

Temperatura na površini brame v točkah A in B (točke — izmerjena, črta — izračunana)



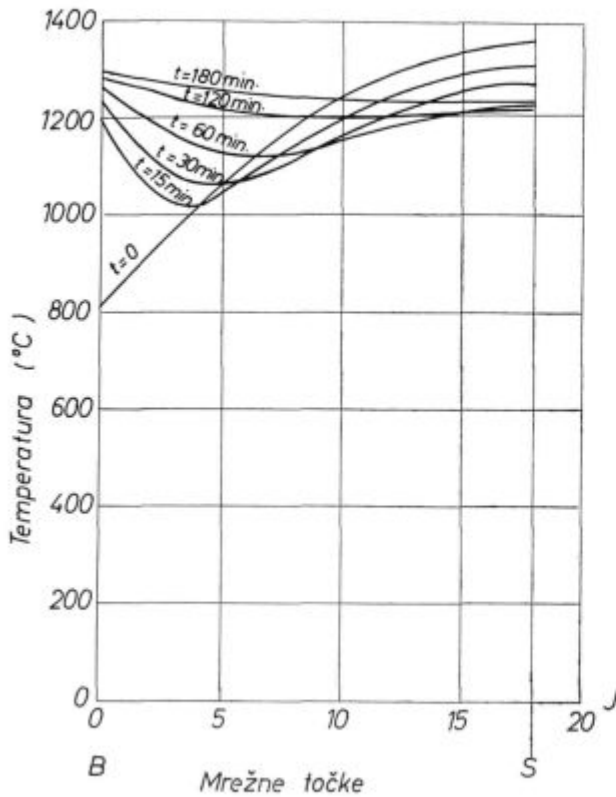
Slika 6

Predvidena začetna porazdelitev temperature



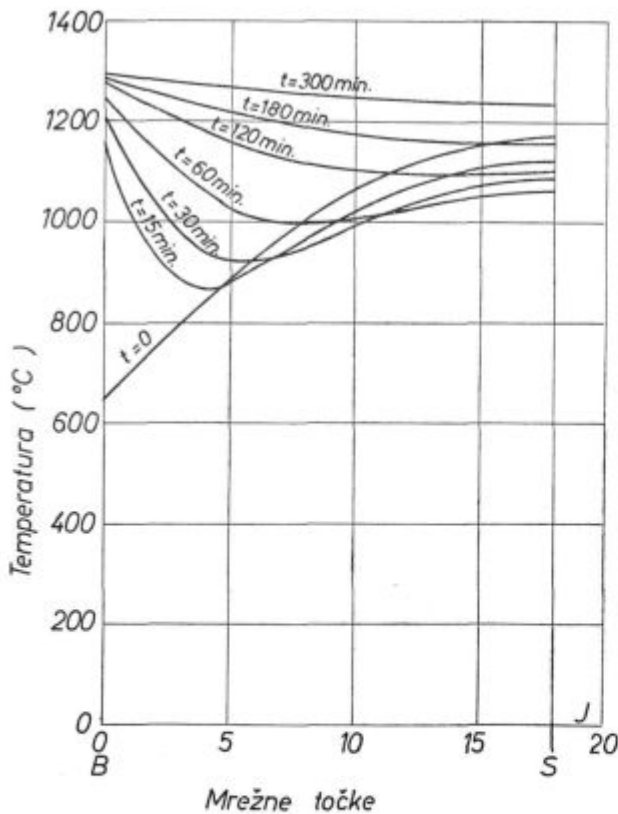
Slika 8

Optimalni blok na zraku s temperaturo 20°C



Slika 9

Optimalni blok v peči s temperaturo 1300° C



Slika 10

Ohlajeni blok v peči s temperaturo 1300° C

Zaradi nelinearnih robnih pogojev smo jo rešili numerično<sup>3</sup> in izdelali računalniški program<sup>13</sup> za tak dvodimenzionalni problem. Z njim smo simulirali nekaj tipov ogrevanja in ohlajanja in prišli do zanimivih zaključkov.

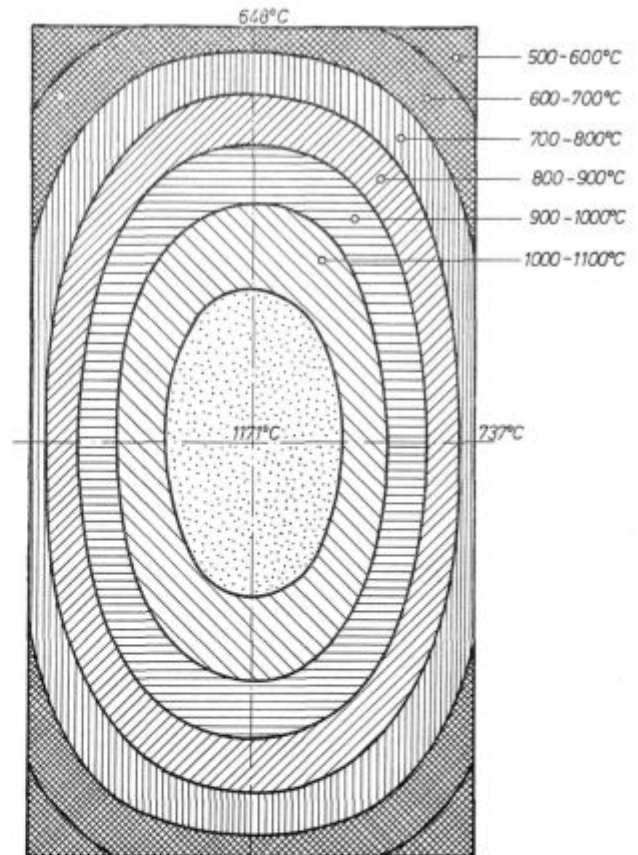
V dodatku II je nakazan način, po katerem smo rešili ta problem.

**OHLAJANJE NA ZRAKU IN ZALAGANJE V PEC**

Na sliki 8 je narisani temperaturni potek v srednji presečni ploskvi brame B 8 v smeri B — S (slika 6), ki bi se ohlajala na zraku s temperaturo 20° C.

Oglejmo si potek temperature pri bloku, ki bi ga takoj založili v peč (slika 9) in pri bloku, ki bi se prej 1 uro hladil na zraku (slika 10). Pri ohlajanju na zraku bi se toplotna vsebnost tako zmanjšala, da bi potrebovali 2 uri ogrevanja več, če bi hoteli doseči enako temperaturno porazdelitev kot pri optimalnem bloku.

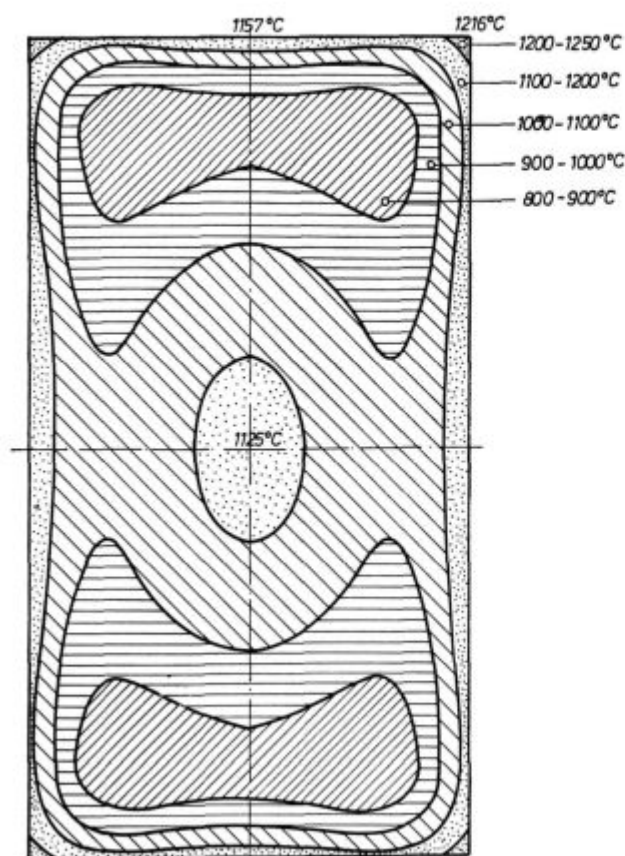
Na slikah 11, 12, 13 in 14 so narisani temperaturni profili v srednji presečni ploskvi v optimalnem bloku, ki bi se najprej 1 uro ohlajal na zraku po 15 minutah ogrevanja v peči, po 1 uri in po 2 urah ogrevanja v peči s temperaturo 1300° C. Zanimivo je videti, kako bi prodirala toplota v tak blok z zunanje strani in od sredine navzven.



Slika 11

Temperaturna porazdelitev v začetku





Slika 12  
Porazdelitev temperature po 15 minutah ogrevanja

### ZACETNA HOMOGENIZACIJA

Pri ogrevanju nekaterih kvalitet smo imeli predpise, po katerih je bilo treba vroč blok za nekaj časa (1—3 ure) postaviti v nekurjeno peč s temperaturo 900° C (homogenizacija) in šele nato nadaljevati s segrevanjem.

Če bi to naredili z našim optimalnim blokom, se izkaže, da bi se pri temperaturi peči 900° C sicer površina blokov ogrela, zaradi precej višje temperature v sredi pa bi se v bistvu tak blok ohlajal (slika 15). Toplotna vsebnost bi se v začetku zvečala, po 3 urah homogenizacije bi se pa znižala.

Še bolj neugodno pa je to, da se temperaturne razlike pri taki homogenizaciji zmanjšajo in bi se zaradi tega tak blok veliko pozneje ogrel kot blok, ki ga ne bi homogenizirali. Izračunali smo toplotno vsebnost pri bloku, ki bi ga takoj založili v peč, pri bloku, ki bi se 1 uro (3 ure) homogeniziral pri temperaturi 900° C, in pri bloku, ki bi se eno uro hladil na zraku s temperaturo 20° C in bi ga šele nato postavili v peč s temperaturo 1300° C.

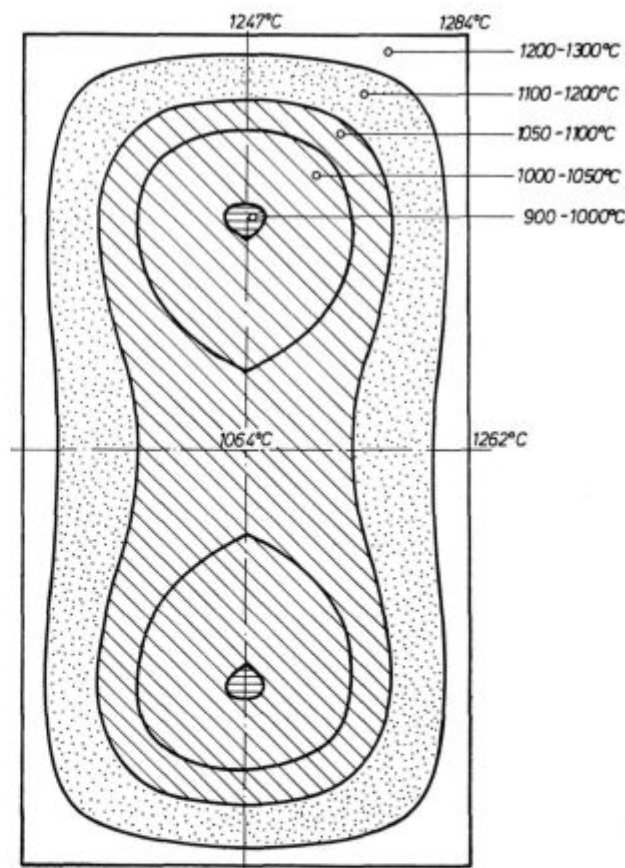
Iz tabele I in slike 16 se vidi, kako bi naraščala toplotna vsebnost za različne režime ogrevanja. S stališča ekonomičnosti ogrevanja je zanimiva predvsem ugotovitev, da bi izenačevanje tempera-

ture po preseku zaradi začetne homogenizacije bistveno podaljšalo čas zadrževanja blokov v globinskih pečeh. Po našem modelu bi bila triurna homogenizacija pri 900° C za nadaljnje ogrevanje skoraj tako neugodna kot enurno ohlajanje na zraku.

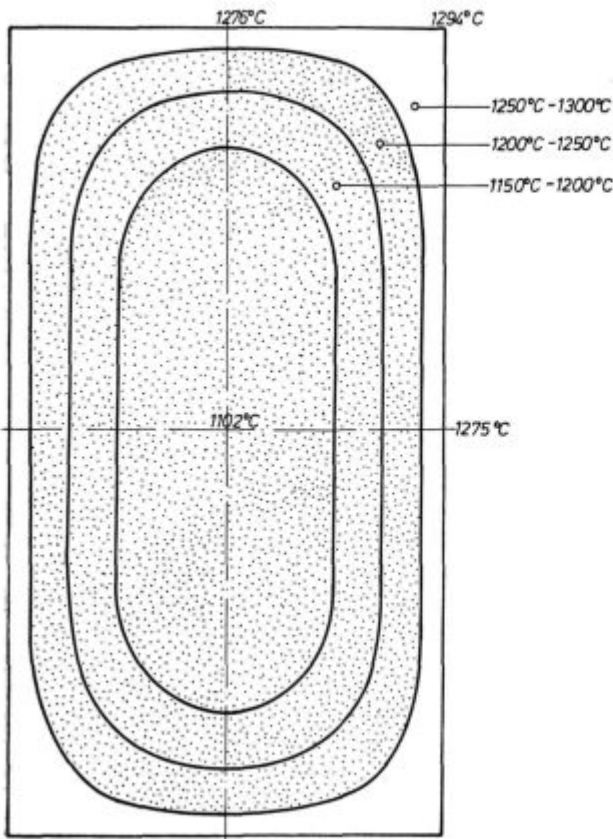
Tabela I

Ogrevanje na 1300° C	optimalni blok brez homogen.	optim. bl. 1 uro homog. na 900° C	optim. bl. 3 ure homog. na 900° C	optim. bl. 1 uro hlajenja na zraku
v začetku	169,7	172,0	161,9	146,4
po pol ure	199,0	193,4	184,9	181,4
po 1 uri	206,0	200,5	193,4	192,1
po 2 urah	212,0	208,4	203,6	203,3
po 3 urah	215,5	212,9	209,7	209,6

Zato smo pri večini internih predpisov za ogrevanje delno ali v celoti odpravili začetno homogenizacijo.

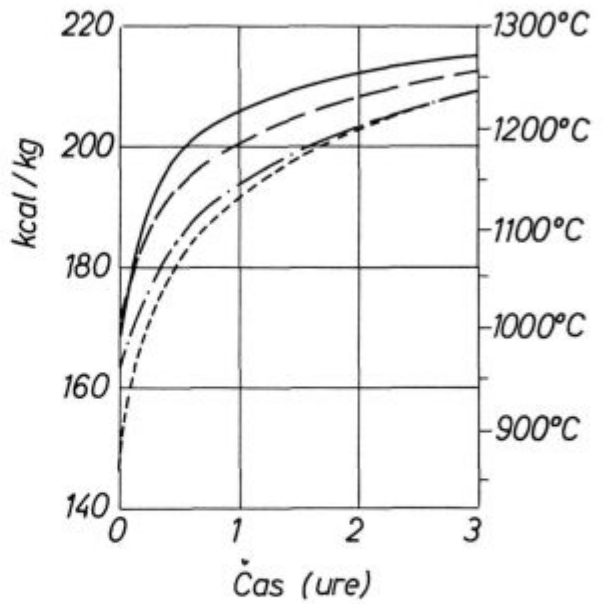


Slika 13  
Porazdelitev temperature po 1 uri ogrevanja



Slika 14

Porazdelitev temperature po 2 urah ogrevanja

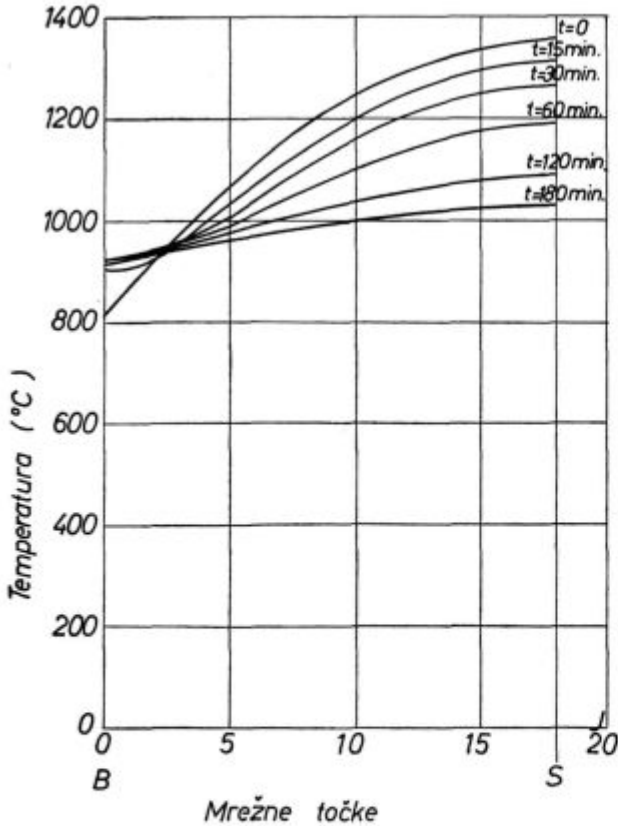


LEGENDA

- optimalni blok v peči
- - - 1 ura homogenizacije (900°C)
- · - · 3 ure homogenizacije (900°C)
- · · · 1 ura ohlajanja na zraku (20°C)

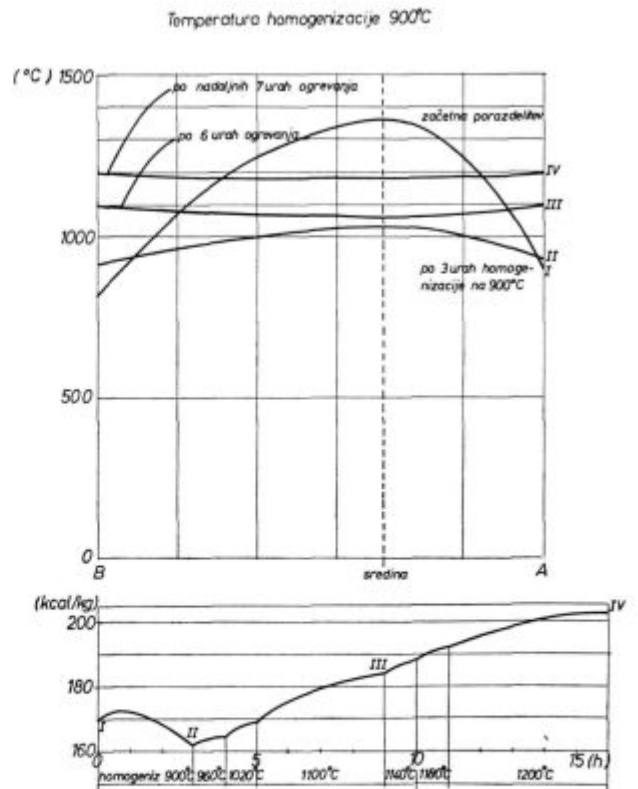
Slika 16

Ogrevanje brame z različnimi začetnimi pogoji



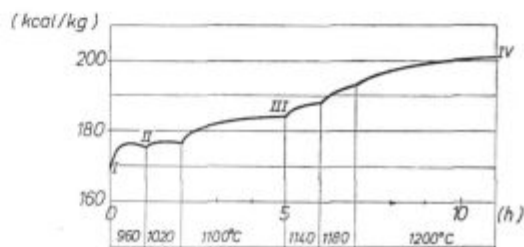
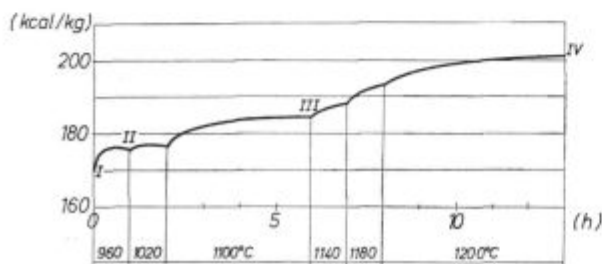
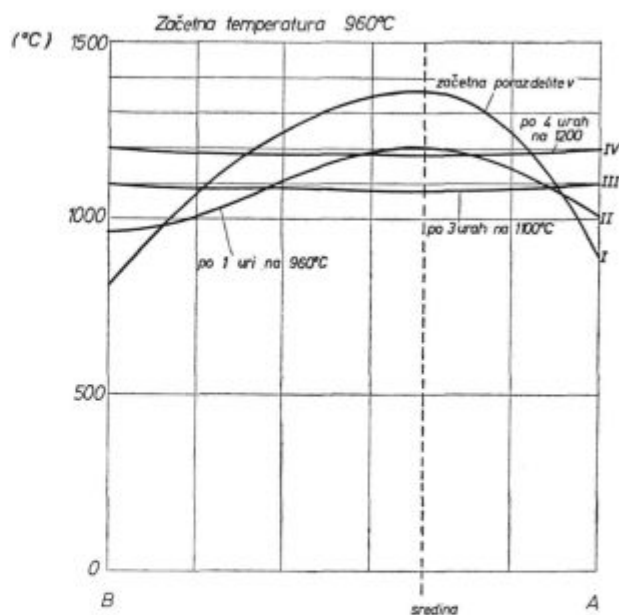
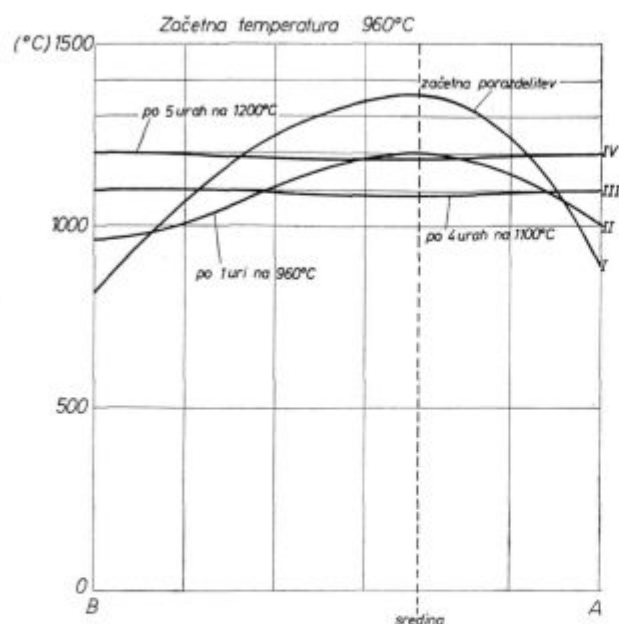
Slika 15

Optimalni blok v pečju s temperaturo 900°C



Slika 17

Ogrevanje po regulativu



Slika 18  
Ogrevanje brez homogenizacije

Slika 19  
Ogrevanje brez homogenizacije, skrajšano za 2 uri

### SIMULIRANJE REŽIMA OGREVANJA

Interni predpis Železarne Jesenice za ogrevanje blokov neke določene kvalitete predpisuje naslednje:

Vroč blok naj ostane 3 ure v nekurjeni vroči komori globinske peči. Nato jo je treba ogreti na 1100°C s hitrostjo 60°C/h. Na tej temperaturi naj ostane 3 ure. Nato je treba segreti peč na temperaturo 1200°C s hitrostjo 40°C/h. Na tej temperaturi naj bi ostala 4 ure.

Takšno ogrevanje smo simulirali z našim dvodimenzionalnim modelom. Na sliki 17 je narisani temperaturni profil v smeri B-S-A za ogrevanje po tem predpisu.

Nato smo računsko »odpravili« začetno homogenizacijo pri temperaturi 900°C (slika 18) in za eno uro skrajšali čas zadrževanja na temperaturi 1100°C in 1200°C (slika 19).

Po teh računskih eksperimentih bi toplotna vsebnost v bloku še vedno naraščala tako, da bi to ne presegalo zmogljivosti naših peči, čas ogrevanja bi bil pa znatno krajši. Iz slike 17 se lepo vidi, kako bi padala toplotna vsebnost zaradi začetne homogenizacije. Res je, da bi se tempera-

ture izenačile, vendar pa bi bil blok po 5 urah energijsko še vedno na istem kot ob zalaganju v peč. Podobno obdelavo smo naredili tudi s predpostavko, da je začetna temperatura nekurjene komore 1000°C. Tudi v tem primeru smo ugotovili, da bi bilo možno znatno skrajšati čas zadrževanja na temperaturi 1100°C.

Tudi na podlagi teh ugotovitev smo naredili pomembne spremembe v naših regulativih.

Prednost eksperimentiranja z modelom je v tem, da lahko računsko spreminjamo posamezne faze in ugotavljamo, kako bi se to odražalo v celotnem procesu.

### Zaključek

Opisana analiza ogrevanja in ohlajanja z matematičnim modelom nakazuje širše možnosti pri uporabi matematične fizike pri izboljševanju tehnologije in povečevanju proizvodnje. S prvim modelom smo simulirali najhitrejše možno ogrevanje hladnega bloka, z drugim pa smo simulirali bolj realne pogoje pri zalaganju vročih blokov v globinsko peč. Če je model veren prikaz dejanskih pogojev, je s pomočjo računalnika možno

eksperimentirati (spreminjati parametre v modelu), kar je hitreje in mnogo cenejše kot eksperimentiranje v praksi. Računalniški program lahko uporabimo tudi za druge dimenzije blokov z drugimi fizikalnimi lastnostmi.

Nadaljnje delo bo potekalo v smeri izpopolnjevanja računalniških programov<sup>13</sup>, da bo model bolje opisoval dejansko dogajanje. Predvsem bo treba kontrolirati temperaturo v več točkah na površini in upoštevati tudi fazne spremembe<sup>12</sup> v bloku, pri katerih pride do sproščanja toplote. Upoštevati bo treba tudi to, da se pri različnih kvalitetah specifična toplota in toplotna prevodnost spreminjajo s temperaturo<sup>2</sup>. Posebej bo treba študirati problem konvekcije.

Očitno pa je, da že grob model da zelo koristne rezultate in nakazuje, katerim fazam tehnološkega procesa je treba posvetiti posebno pozornost.

#### Dodatek I.

Enačbo I smo pretvorili v brezdimenzijsko obliko z uvedbo novih spremenljivk:

$$U = \frac{T - T_v}{T_1} \quad r = \frac{x}{a} \quad s = \frac{y}{b} \quad v = \frac{z}{c} \quad w = \frac{t}{t_0}$$

$$t_0 = \frac{a^2 \cdot \rho \cdot c_p}{\lambda}$$

$$\frac{\partial^2 U}{\partial r^2} + \frac{a^2}{b^2} \cdot \frac{\partial^2 U}{\partial s^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial v^2} + \frac{a^2}{c^2} = \frac{\partial U}{\partial w} \quad (3)$$

Robni pogoji:

$$U(0, s, v, w) = U(1, s, v, w) = 0$$

$$U(r, 0, v, w) = U(r, 1, v, w) = 0$$

$$U(r, s, 0, w) = U(r, s, 1, w) = 0$$

Začetni pogoji:

$$U(r, s, v, 0) = \frac{T_1 - T_v}{T_1}$$

Enačbo (3) rešimo s Fourierovo metodo za separacijo spremenljivk.

Vpeljemo:  $U(r, s, v, w) = W(w) \cdot R(r) \cdot S(s) \cdot V(v)$  in to vstavimo v enačbo (3).

Ce nato levo in desno stran enačbe delimo z  $(R \cdot S \cdot V \cdot W)$ , dobimo naslednji izraz:

$$\frac{W'}{W} = \frac{R''}{R} + \frac{S''}{S} + \frac{V''}{V} = -K^2$$

Ce upoštevamo robne pogoje, lahko zapišemo rešitev enačbe (3) v obliki:

$$U(r, s, v, w) = \sum_{k_1, k_2, k_3} d(k_1, k_2, k_3) \cdot \sin(k_1 \pi r) \cdot \sin(k_2 \pi s) \cdot \sin(k_3 \pi v) \cdot \exp(-K^2 w)$$

pri čemer je

$$K^2 = k_1^2 \pi^2 + \frac{k_2^2 \pi^2 a^2}{b^2} + \frac{k_3^2 \pi^2 a^2}{c^2}$$

$k_1, k_2, k_3$ , po katerih seštevamo, so zaporedna cela števila 1, 2, 3, ...

Konstante  $d(k_1, k_2, k_3)$  določimo iz začetnega pogoja. V času  $t = 0$  namreč velja:

$$\sum_{k_1, k_2, k_3} d(k_1, k_2, k_3) \cdot \sin\left(\frac{k_1 \pi x}{a}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_2 \pi y}{b}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_3 \pi z}{c}\right) = \frac{T_1 - T_v}{T_1}$$

Ce levo in desno stran množimo s

$$\sin\left(\frac{k_1' \pi x}{a}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_2' \pi y}{b}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_3' \pi z}{c}\right)$$

in integriramo po  $x$  v mejah od 0 do  $a$ , po  $y$  v mejah od 0 do  $b$  in po  $z$  v mejah od 0 do  $c$ , dobimo:

$$d(k_1, k_2, k_3) = \frac{T_1 - T_v}{T_1} \cdot \frac{64}{\pi^3 \cdot k_1 \cdot k_2 \cdot k_3}$$

pri čemer so  $k_1, k_2, k_3$  zaporedna liha cela števila.

Končno lahko zapišemo splošno rešitev enačbe (1):

$$T(x, y, z, t) = T_v + \sum_{k_1, k_2, k_3} \sin\left(\frac{64 \cdot (T_1 - T_v)}{\pi^3 \cdot k_1 \cdot k_2 \cdot k_3}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_1 \pi x}{a}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_2 \pi y}{b}\right) \cdot \sin\left(\frac{k_3 \pi z}{c}\right) \cdot \exp\left[-\frac{\pi^2 \cdot \lambda \cdot t}{\rho \cdot c_p \cdot a^2} \left(k_1^2 + \frac{a^2}{b^2} k_2^2 + \frac{a^2}{c^2} k_3^2\right)\right]$$

Rešitev (4) je zapisana v obliki neskončne vsote po lihih celih vrednostih  $k_1, k_2$  in  $k_3$ . Zaradi eksponentne funkcije ta vsota razmeroma hitro konvergira.

#### Dodatek II.

Vpeljemo nove spremenljivke:

$$\xi = \frac{x}{x_0} \quad \eta = \frac{y}{x_0} \quad \tau = \frac{t}{t_0} \quad \vartheta = \frac{T}{T_d}$$

$$x_0 = \frac{\lambda}{\varepsilon \cdot \sigma \cdot T_d^3} \quad t_0 = \frac{\rho \cdot c_p \cdot \lambda}{\sigma^2 \cdot T_d^6 \cdot \varepsilon^2} \quad A = \frac{\varepsilon \cdot \sigma \cdot x_0 \cdot T_d^4}{\lambda \cdot T_d}$$

$T_d$  ... neka zunanja temperatura

Tako lahko zapišemo enačbo v brezdimenzijski obliki:

$$\frac{\partial^2 \vartheta}{\partial \xi^2} + \frac{e^2}{\partial \eta^2} = \frac{\partial \vartheta}{\partial \tau} \quad (5)$$

Robni pogoj:

$$-\left(\frac{\partial \vartheta}{\partial \xi}\right)_p = \vartheta_p^4 - A \quad -\left(\frac{\partial \vartheta}{\partial \eta}\right)_p = \vartheta_p^4 - A$$

Indeks  $p$  označuje, da je treba upoštevati vrednosti na robu. Enačbo (5) smo rešili numerično za pravokotnik in kvadrat. Pri pravokotniku smo si izbrali takšne dimenzije, da so se le-te ujemale z velikostjo srednje presečne ploskve brame B 8, pri kvadratu smo pa upoštevali dimenzije ingota OK 650. Pravokotnik smo razdelili na mrežo kvadratov s stranico  $R = 0,0315$  m. Tako smo v pravokotniku srednje presečne ploskve brame B 8 dobili mrežo  $21 \times 38$  točk. Pri ingotu smo izbrali mrežno razdaljo  $R = 0,0325$  m in študirali  $21 \times 21$  mrežnih točk.

Ce mrežno razdaljo  $R$  delimo z  $x_0$ , dobimo brezdimenzijski korak v krajevni smeri  $h = \frac{R}{x_0}$ . Podobno dobimo brezdimenzijski korak v časovni smeri 1, če delimo časovni korak  $t'$  s časom  $t_0$ :

$$1 = \frac{t'}{t_0}$$

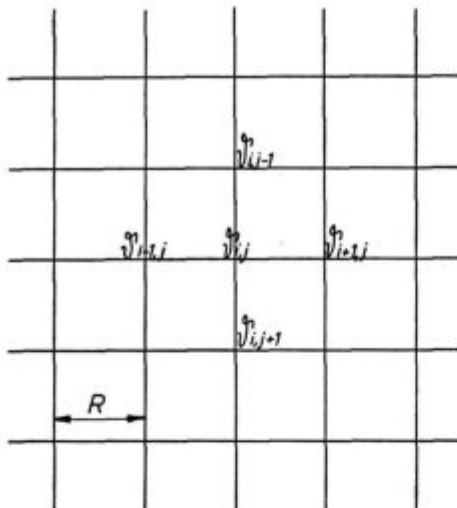
Časovnega koraka si ne moremo več poljubno izbrati. Stabilnostni kriterij za reševanje enačbe<sup>2</sup> zahteva, da mora biti izpolnjen pogoj:

$$S = \frac{1}{h^2} \leq \frac{1}{4}$$

Ugodno je izbrati za  $S = 0,25$ , ker se pri taki izbiri koraka v krajevni smeri izkaže, da je  $t' \approx 1$  minuta v obeh primerih.

V točki  $(i, j)$  mreže (slika 20) lahko izračunamo »brezdimenzijsko«  
temperaturo  $\vartheta_{i,j,k+1}$  časovnem koraku, če poznamo temperaturo v so-sednjih točkah po  $k$ -tem koraku:

$$\vartheta_{i,j,k+1} = S \cdot (\vartheta_{i-1,j,k} + \vartheta_{i+1,j,k} + \vartheta_{i,j-1,k} + \vartheta_{i,j+1,k}) + (1-4S) \cdot \vartheta_{i,j,k} + \dots \quad (6)$$



Slika 20  
Mrežne točke v sredini ploskve

Po formuli (6) lahko izračunamo temperaturo v vsaki točki znotraj pravokotnika. Če hočemo izračunati še temperature na robu (slika 21), je treba rešiti enačbo (7), ki odgovarja sevalnemu robnemu pogoj:

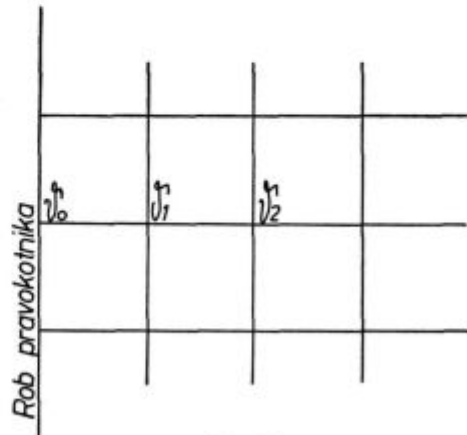
$$\frac{1}{2h} \cdot (-3\vartheta_0 + 4\vartheta_1 - \vartheta_2) = \vartheta_0^4 - A \quad (7)$$

Numerično reševanje s tako kratkim časovnim korakom je precej zamudno<sup>3</sup>. Zato smo izdelali obširnejši program za računalnik za poljuben kvadrat ali pravokotnik.

**Dodatek III.**

V tabeli II je podana vsota kvadratov razlik med izmerjenimi in izračunanimi temperaturami v točkah A in B za vse kombinacije parametrov  $\epsilon$  in  $T_0$ .

Z analizo variance<sup>4,8</sup> (Tabela III) smo določili, koliko prispevajo posamezni ortogonalni polinomi<sup>5,6,7</sup> k vsoti kvadratov odvisne spremenljivke Y. Pri tem predstavlja L linearno komponento, Q kvadratično, K kubično in Č komponento četrte stopnje.



Slika 21  
Mrežne točke na robu ploskve

Tabela II

	$X_1 = -3$ $\epsilon = 1,0$	$X_1 = -1$ $\epsilon = 0,9$	$X_1 = +1$ $\epsilon = 0,8$	$X_1 = +3$ $\epsilon = 0,7$
$X_2 = -2$ $T_0 = 1000^\circ \text{C}$	75072	47943	27641	15752
$X_2 = -1$ $T_0 = 1100^\circ \text{C}$	41857	22446	11475	11114
$X_2 = 0$ $T_0 = 1200^\circ \text{C}$	18922	8724	7745	19604
$X_2 = +1$ $T_0 = 1300^\circ \text{C}$	7350	5931	15254	39892
$X_2 = +2$ $T_0 = 1400^\circ \text{C}$	5087	12996	33957	71497

Ce upoštevamo le člene do druge stopnje polinoma, upoštevamo le efekte  $L_T, Q_T, Q_\epsilon$  in  $L_T \cdot L_\epsilon$  (tabela IV).

Linearna komponenta  $L_\epsilon$  in vse ostale so statistično nepomembne<sup>9</sup>.

Regresijska formula:

$$Y = 25013 - 2601 \cdot X_2 + 5618 \cdot X_2^2 + 5602 \cdot X_1^2 + 5235 \cdot X_1 \cdot X_2$$

pri čemer je

$$X_2 = \frac{T - 1200}{100} \quad X_1 = \frac{0,85 - \epsilon}{0,05}$$

$$X_2^2 = \left( \frac{T - 1200}{100} \right)^2 - 2$$

$$X_1^2 = \frac{1}{4} \left[ \left( \frac{0,85 - \epsilon}{0,05} \right)^2 - 5 \right]$$

Tabela III

Efekti	Komponente	Vsota kvadratov x (10 <sup>9</sup> )	Prost. stopnje
T	L <sub>T</sub>	271,5	1
	Q <sub>T</sub>	1767,1	1
	K <sub>T</sub>	0,9	1
	C <sub>T</sub>	0,0	1
Vsota (T)		2039,5	4
ε	L <sub>ε</sub>	7,1	1
	Q <sub>ε</sub>	627,6	1
	K <sub>ε</sub>	2,4	1
Vsota (ε)		637,1	3
T . ε	L <sub>T</sub> . L <sub>ε</sub>	5481,6	1
	Q <sub>T</sub> . Q <sub>ε</sub>	5,2	1
	L <sub>T</sub> . Q <sub>ε</sub>	32,0	1
	Q <sub>T</sub> . L <sub>ε</sub>	0,0	1
Vsota (T . ε)		5518,8	4
Ostanek		0,5	8
Vsota		8195,9	19

Tabela IV:

Efekti	Komponente	Vsota kvadr. x (10 <sup>9</sup> )	Prost. st.	Povp. kv.	Opomba
T	L <sub>T</sub>	271,5	1		
	Q <sub>T</sub>	1767,1	1		
ε	Q <sub>ε</sub>	627,6	1		
T . ε	L <sub>T</sub> . L	5481,6	1		
Vsota		8147,8	4		
Ostanek		48,1	15		
Vsota		8195,9	19	3,2	R <sup>2</sup> = 0,994

Minimum določimo iz pogojev

$$\frac{\partial Y}{\partial T} = 0, \quad \frac{\partial Y}{\partial \varepsilon} = 0.$$

$$X_{1 \min} = -3,35 \quad X_{2 \min} = 1,79 \\ \varepsilon = 1,02 \quad T_0 = 1380^\circ \text{C}$$

Ce pa upoštevamo člene do tretje stopnje, so pomembni sledeči efekti: L<sub>T</sub>, Q<sub>T</sub>, L<sub>ε</sub>, Q<sub>ε</sub>, L<sub>ε</sub> . L<sub>T</sub>, Q<sub>ε</sub> . L<sub>T</sub> in L<sub>ε</sub> . Q<sub>T</sub> (tabela V).

Komponente višjih stopenj so nepomembne, če pomembnost ocenjujemo z F-testom<sup>9</sup>.

Tabela V

Efekti	Komponente	Vsota kvadr. x (10 <sup>9</sup> )	Prost. st.	Povp. kv.
T	L <sub>T</sub>	271,5	1	
	Q <sub>T</sub>	1767,1	1	
ε	L <sub>ε</sub>	7,1	1	
	Q <sub>ε</sub>	627,6	1	
ε . T	L <sub>ε</sub> . L <sub>T</sub>	5481,6	1	
	Q <sub>ε</sub> . L <sub>T</sub>	32,0	1	
	L <sub>ε</sub> . Q <sub>T</sub>	5,2	1	
Vsota		8192,1	7	
Ostanek		3,8	12	0,3
Vsota		8195,9	19	

Regresijska formula:

$$Y = 25013 - 2601 \cdot X_2 + 5618 \cdot X_2^2 + 5602 \cdot X_1^2 + \\ + 5235 \cdot X_1 \cdot X_2 + 267 \cdot X_1 + 895 \cdot X_2 \cdot X_1^2 + \\ + 136 \cdot X_2^2 \cdot X_1$$

Minimum določimo iz pogojev:

$$\frac{\partial Y}{\partial T} = 0 \quad \text{in} \quad \frac{\partial Y}{\partial \varepsilon} = 0$$

$$X_{1 \min} = -2,2 \quad X_{2 \min} = 1,34 \\ \varepsilon = 0,96 \quad T_0 = 1334^\circ \text{C}$$

Ce vzamemo srednjo vrednost rezultatov iz obeh regresijskih enačb, je ε = 0,99 in T<sub>0</sub> = 1360<sup>o</sup> C.

#### Literatura

- W. Heiligenstaedt: Wärmetechnische Rechnungen für Industrieöfen, Verlag Stahleisen M. B. H., Düsseldorf 1951, stran 77 in 173.
- H. Köhne: Digitale und analoge Lösungsmethoden der Wärmeleitungsgleichungen, Westdeutscher Verlag, Köln und Opladen 1970.
- G. D. Smith: Numerical Solution of Partial Differential Equations, Oxford University Press
- B. Ostle: Statistics in Research, The Iowa State University Press, 1969
- O. L. Davies: Design and Analysis of Industrial Experiments, Hafner Publishing Company, 1971
- B. Brudar: Interpretacija diagramov, Zelezarski zbornik 1973, št. 1  
B. Brudar: Faktorski poskus in metoda ortogonalnih polinomov, Zelezarski zbornik 1973, št. 2
- A. Linder: Planen und Auswerten von Versuchen, Birkhäuser Verlag, Basel 1969
- System/360 Scientific Subroutine Package (360 A-CM-03) Version III., IBM Programmers' Manual
- A. H. Bowker, G. J. Lieberman: Engineering Statistics, Prentice - Hall, Inc., 1959
- Elliot, Gleisser, Ramakrishna: Thermochemistry for Steel-making, Addison Wesley Publishing Company, Inc., stran 740
- E. Millies: Das Temperaturfeld eines Vorbandes, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Heft 9, Sept. 1964, stran 855
- L. S. Darken, R. W. Gurry: The Physical Chemistry of Metals, McGraw Hill Book Company, 1953, stran 397
- B. Brudar: Magistrsko delo, 1973

## ZUSAMMENFASSUNG

Um die Stahlblöcke erfolgreich walzen zu können, müssen diese gleichmässig auf eine Temperatur 1200°—1300° C aufgewärmt sein. Die Erwärmungszeit ist von dem Anfangswärmegehalt, der spezifischen Wärme und der Wärmeleitfähigkeit abhängig.

Ein mathematischer Modell ist ausgearbeitet worden, nach welchem die nötige Wärmezeit zum erwärmen des Blockes von 0° bis auf 1300° C errechnet werden kann, wenn die Oberflächentemperatur durchaus 1300° C ist. So ist die schnellst mögliche Erwärmung eines kalten Blockes simuliert worden.

Für das Studium der Erwärmung heisser Blöcke ist ein zweidimensioneller mathematischer Modell ausgearbeitet worden, mit welchem das Erwärmen und Abkühlungen durch das Strahlen simuliert worden ist. Den Anfangstemperturprofil im Querschnitt der Bramme B 8 (9200 kp) haben wir festgestellt, und danach die Temperaturverteilung und den Wärmegehalt für einige Wärmebedingungen ausgerechnet.

Wir haben festgestellt, dass wir ziemlich viel Energie und Zeit ersparen könnten, wenn wir übereinstimmend mit diesem Modell die Anfangshomogenisierung abschaffen und einige Phasen bei der Erwärmung der heissen Blöcke in Tiefföfen verkürzen würden.

## SUMMARY

Satisfactorial rolling of steel ingots is conditioned by uniform soaking to 1200—1300° C. Time of heating depends on the initial heat capacity, specific heat, and thermal conductivity of material.

A mathematical model is proposed for calculation of heating cold ingot to 1300° C if the surface temperature is constant at 1300° C. Thus the fastest heating of cold ingot is being simulated.

Further, a two-dimensional mathematical model is proposed for heating hot ingots taking in account heating and cooling by radiation. The initial temperature profile in the cross section of the B 8 (9200 kp) slab was determined, the variation of temperature was calculated, and the heat capacity for various heating conditions was specified.

Substantial amount of energy and time could be saved if initial homogenizing were abolished and some steps of heating hot ingots in pits were shortened.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для успешного прокатывания слитков стали необходимо их равномерно согреть на темп-ру 1200—1300° Ц. Продолжительность нагрева зависит от начального содержания теплоты, удельной теплоты и теплопроводности материала.

Рассмотрен математический модель, на основании которого можно высчитать быстроту нагревания холодного слитка с 0° до 1300° Ц, под условием если темп-ра поверхности слитка всё время нагрева на высоте 1300° Ц. Таким образом удалось стимулировать нагревание холодного слитка в самое короткое время.

Для изучения нагрева горячих слитков разработан двухразмерный математический модель при помощи которого стимулировали нагрев и охлаждение взяв во внимание радиацию. Определен первоначальный температурный профиль в сечении брамы В 8 (9200 kp) и вычислен температурное распределение и содержание теплоты для некоторых условий нагрева.

Установлено, что можно сберечь достаточно энергии и времени, если в согласии с этим модельем исключить первоначальную гомогенизацию и сократить некоторые фазы при нагреве горячих слитков в нагревательных колодцах.

# Vpliv titana na plastičnost ognjeodpornega feritnega jekla Z 22-24% Cr

DK: 669.018.45  
ASM/SLA: SS, Q23p

Bogdan Stocca

V članku so opisane preiskave, ki smo jih izvedli z namenom, da bi izboljšali plastičnost ognjeodpornega jekla z 22—24% Cr. Jeklu smo dodajali titan v različnih količinah.

Vplive tega elementa na sposobnost preoblikovanja v vročem smo ugotavljali s pomočjo torzijskih preiskav in trgalnih preizkusov. Prikazani so doseženi rezultati vpliva titana na dendritsko strukturo.

## KARAKTERISTIKE OGNJEODPORNEGA FERITNEGA JEKLA

Uporabniki imajo danes na razpolago večje število ognjeodpornih jekel feritnega tipa. Glavni legirni element, ki daje tem jeklom karakteristično odpornost proti oksidaciji, je krom.

Poleg kroma vsebujejo ta jekla še druge elemente, ki jih dodajamo z namenom, da bi se izboljšale nekatere karakteristike. Tako tem jeklom dodajamo večje količine silicija, oziroma aluminija, da bi se izboljšala njihova ognjeodpornost, ali večje količine titana, oziroma dušika, da bi preprečili nastanek grobega zrna pri vlivanju in da bi se zmanjšala hitrost naraščanja zrna pri dolgotrajnem ogrevanju na visokih temperaturah. Nekatera jekla vsebujejo še nikelj. Ta zadnji element izboljšuje nekatere lastnosti, kot so varivost, žilavost pri sobni temperaturi itd. Vse ostale elemente razen mangana in ogljika, ki se nahajajo v jeklih, smatramo kot nezaželene primese. Ognjeodporno jeklo z oznako Č 4970 izdelujemo tudi v Železarni Jesenice v obliki vseh vrst pločevine nad 3 mm in paličastega železa nad 8 mm.

Jekla Č 4970 z 22—24% Cr je ognjeodporno vse do 1000°C, in to tudi v atmosferah, ki vsebujejo žveplove komponente. Uporablja se zelo uspešno za izdelavo delov peči, za dele rekuperatorjev in regeneratorev, za gorilce itd. Jeklo pa ni prikladno za izdelavo nosilnih elementov zaradi njegove nizke mehanske odpornosti pri visokih temperaturah. Posebno nizke so njegove vrednosti trajnega raztežka ( $\sigma_{1/1000}$ ). Slika 1.

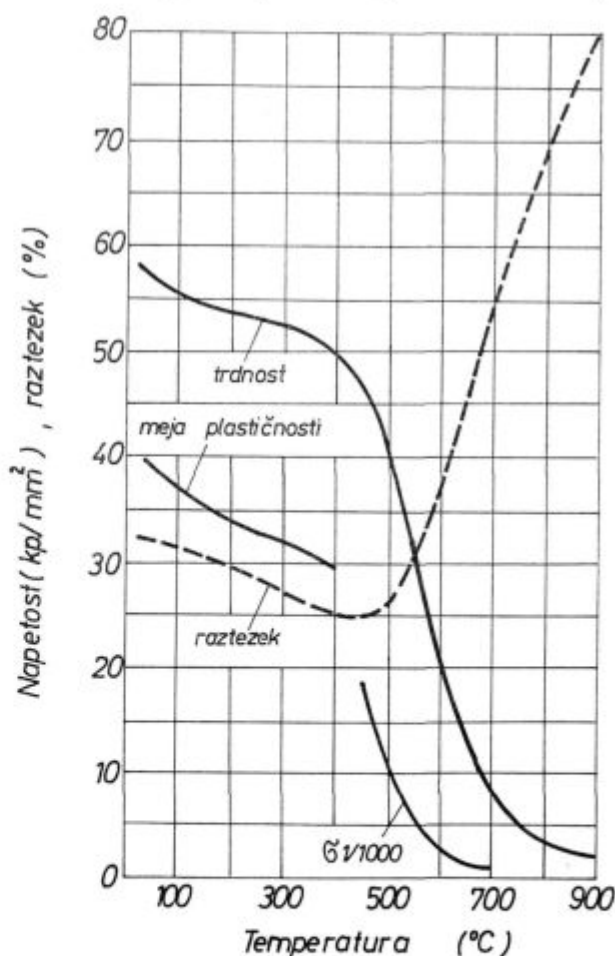
To ognjeodporno feritno jeklo se lahko vari, vendar so potrebni pri varjenju posebni ukrepi. Pregreto in preko 475°C počasi ohlajeno jeklo postane zelo krhko. Če je pravilno toplotno obde-

lano, se da prav lepo upogibati za 180°, vendar ima istočasno izredno nizko zarezno udarno žilavost.

## Izdelava in predelava

Jeklo Č 4970, ki smo ga prej vlivali v 600 do 1000 kg bloke se je dalo z lahkoto preoblikovati v vročem. S prehodom na večje bloke pa so se začele težave, ki so se kazale v slabi plastičnosti valjancev pri valjanju, kar je bila posledica neugodne lite strukture.

Jeklo smo tedaj izdelovali v 60-tonski elektroobložni peči in vlivali sifonsko v 8-tonske bloke. Te smo po preteku 3—4 ur založili v komore globinskih peči, ki so bile kurjene z mazutom. Po kratki homogenizaciji na temperaturi zakladanja



Slika 1

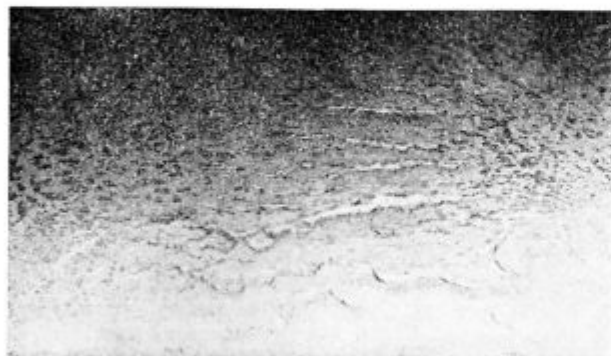
Mehanske lastnosti v temperaturnem območju 20—900°C

Bogdan Stocca je diplomirani inženir metalurgije in višji strokovni sodelavec v raziskovalnem oddelku Železarne Jesenice

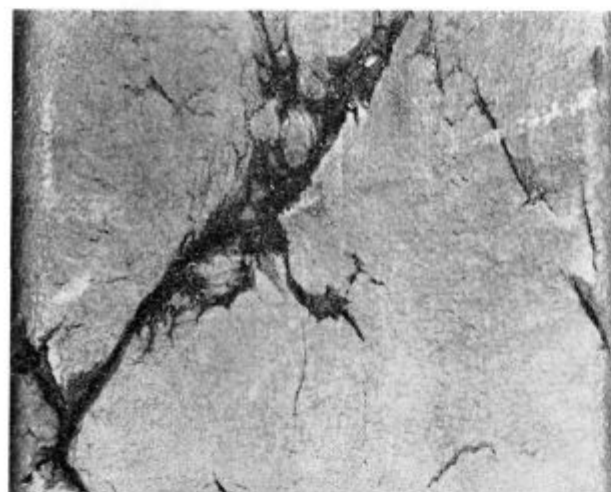


smo bloke segreli na 1180° C, jih držali cca tri ure na tej temperaturi in pričeli nato z valjanjem.

Pri valjanju smo ugotavljali že pri prvih odvzemih več ali manj globoke prečne nazobčane razpoke (slika 2 in slika 3), ki so med valjanjem postajale vedno bolj izrazite in večje, tako da smo morali veliko število slabov prekvalificirati v odpadno železo.



Slika 2  
Raztrganine na površini slabov.



Slika 3  
Raztrganine na stranskih robovih slabov.

Da bi ugotovili vzroke za nastale razpoke, oziroma vzroke za slabo plastičnost jekla, smo na mestih raztrganin izdelali številne metalografske analize. Ugotovili smo (slika 4) zelo grobo feritno strukturo z izločenimi kromovimi karbidi po kristalnih mejah v obliki grobe nepretrgane mreže.

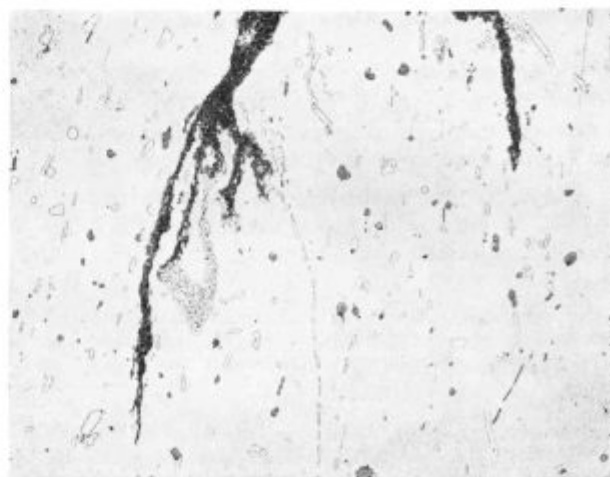
Slika 5 nam prikazuje strukturo kot zgoraj navedeno, v kateri je lepo viden interkristalni potek razpok.

#### Faktorji, ki vplivajo na plastičnost jekla

Iz literarnih podatkov je znano, da je ognjeodporno jeklo z 22—24 % Cr in 0,1 % C čisto feritno le pod temperaturo 1050° C. Nad to temperaturo vrednostjo pa naletimo na dvofazno struk-



Slika 4  
Ferit in kromovi karbidi — 100 x



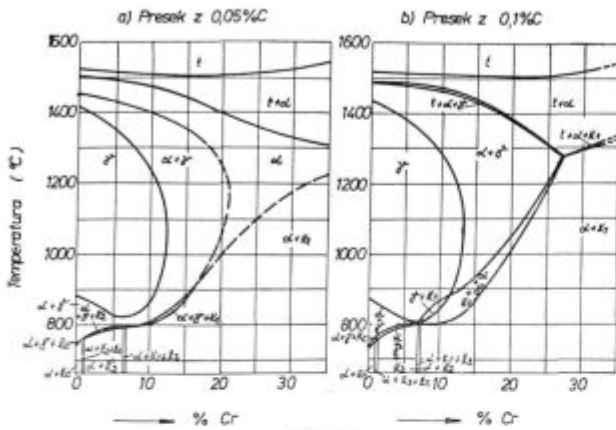
Slika 5  
Ferit in kromovi karbidi. Potek razpok. — 100 x

turo ferita in avstenita. Avstenit se izloči po kristalnih mejah ferita, kar seveda zelo negativno vpliva na plastičnost jekla v tem temperaturnem območju.

Prisotnost avstenitne faze nam potrjujejo spodaj navedeni diagrami vertikalnih presekov sistema Fe-Cr-C, slika 6. Pri jeklu z 0,1 % C in 22 % Cr naletimo na avstenit, pri 1050° C, jeklo z 0,05 % C pa je v celem temperaturnem območju feritno.

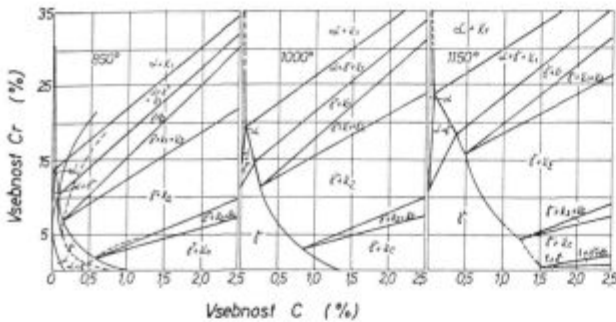
Prisotnost alfa in gama območja nam potrjujejo tudi diagrami izotermičnih presekov pri 850—950° C in 1150° C, iz katerih je razvidno, da se gama območje pri teh jeklih širi z naraščajočo temperaturo k višjim vrednostim Cr (slika 7).

Tudi Burgardt (2) in drugi so prišli pri svojih preiskavah do zaključka, da se morajo vzroki za nastalo krhkost v temperaturnem območju nad 1050° C iskati v avstenitni fazi. Preiskave, ki so jih v ta namen izdelali, so pokazale, da so razpoke,



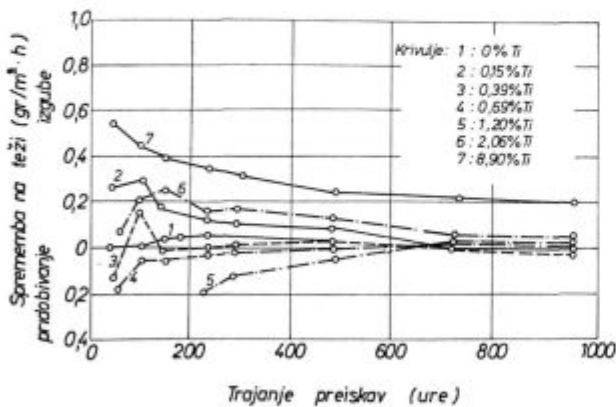
Slika 6  
Preski sistemov Fe-Cr-C pri 0,05% in 0,1% C

ki so nastale na primer pri 1150<sup>o</sup> C, potekale točno po mejah osnovnih feritnih zrn, to je na mestih izločenega avstenita, iz katerega so se pri ohlajevanju izločili kromovi karbidi v obliki mreže. Pri preizkušancih, ki so jih deformirali v temperaturnem območju pod 1050<sup>o</sup> C, pa teh razpok niso več zasledili.



Slika 7  
Izotermni preseki pri 850-950-1150<sup>o</sup> C sistemov Fe-Cr-C

Poleg navedenega ima na plastičnost ognjeodpornih jekel izreden vpliv tudi velikost kristalnih zrn lite strukture. Omeniti moramo, da so ta jekla po naravi grobozrnata. Na nastanek grobega zrna močno vplivajo tehnologija vlivanja, način strjevanja jekla in razni dodatki v jeklu.

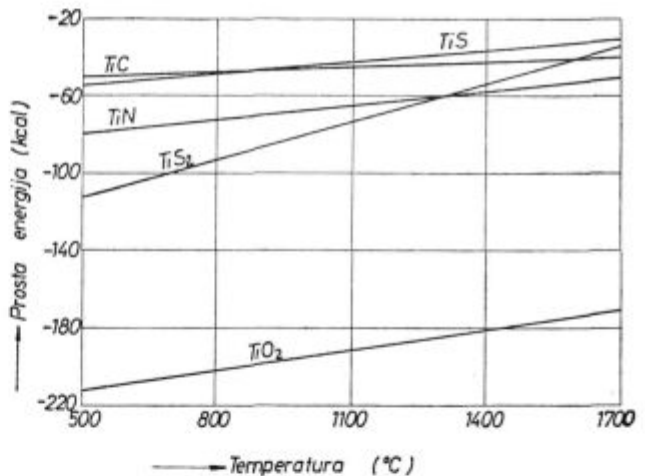


Slika 8  
Vpliv titana na ognjeodpornost Fe-Cr-Al zlitine

Da bi odstranili slabo plastičnost jekla, smo, izhajajoč iz predpostavke, da je bila tehnologija vlivanja pravilna, vse naše preiskave usmerili k iskanju primernih dodatkov, ki bi odpravili ali vsaj močno skrčili pri temperaturah valjanja gama območje in bi obenem delovali tudi kot kali za nastanek finejšega zrna. Rešitev smo našli v titanu. Za ta element smo se odločili tudi zaradi tega, ker ne poslabša ognjeodpornih lastnosti teh jekel, kar je bilo seveda za to kvaliteto prvenstvenega značaja. Po Kornilovu (6) titan do 1% nima nobenega vpliva na ognjeodpornost jekla pri temperaturi 1080<sup>o</sup> C. Slika 8.

**Vpliv titana na velikost kristalnih zrn**

Titan dodajamo jeklu v fino zdrobljeni obliki. Pri izdelavi jekla se titan veže zelo energično s kisikom, dušikom, ogljikom in žveplom. Da bi se preprečilo vezanje titana na kisik je potrebno talino pred dodatkom tega elementa temeljito dezoksidirati, titan se zato veže na ogljik in dušik in tvori karbide in nitride, oziroma karbonitride. Nastanek teh spojin, oziroma njihove proste energije v odvisnosti od temperatur prikazuje slika 9.



Slika 9  
Prosta energija nastanka titanovih oksidov, karbidov, sulfidov in nitridov.

Ker se nastali karbonitridi zelo težko raztopijo v talini, delujejo kot kali, kar ima za posledico nastanek večjega števila zrn, to je nastanek finejše dendritske strukture. Za določevanje vpliva titana na velikost kristalnega zrna smo v laboratorijski visokofrekvenčni peči izdelali več šarž, legiranih z različno vsebnostjo tega elementa, katerih sestava je razvidna v tabeli I.

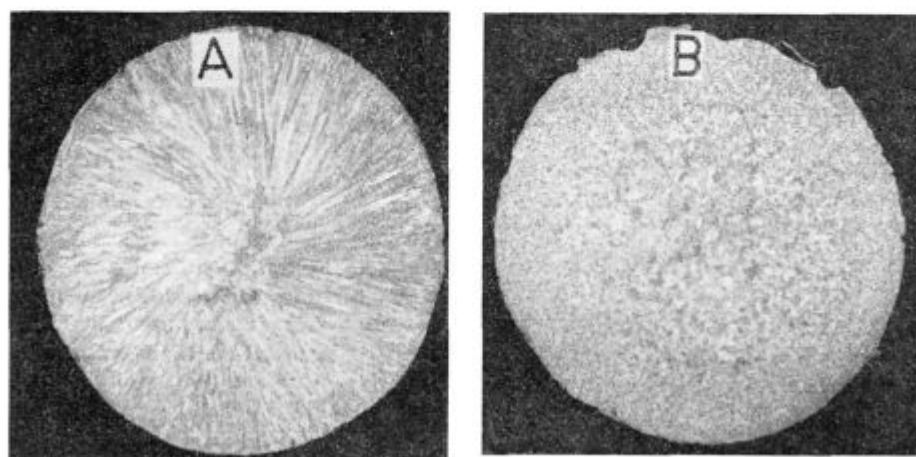
Tako izdelane šarže, oziroma bloke smo prerezali na 1/2 višine. Na tem preseku smo izdelali makrografska analizo in ugotovili izredne razlike v velikosti zrn, in to glede na vsebnost titana v jeklu. Slika 10 prikazuje lito strukturo jekla A in B, slika 11 pa strukturo jekel C in D.

Tabela 1

Jeklo	Kemična analiza v %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti
A	0,09	0,40	0,58	0,028	0,017	22,20	0
B	0,10	0,50	0,60	0,029	0,011	22,60	0,18
C	0,11	0,50	0,61	0,024	0,008	22,90	0,45
D	0,10	0,55	0,60	0,022	0,010	22,30	1,03

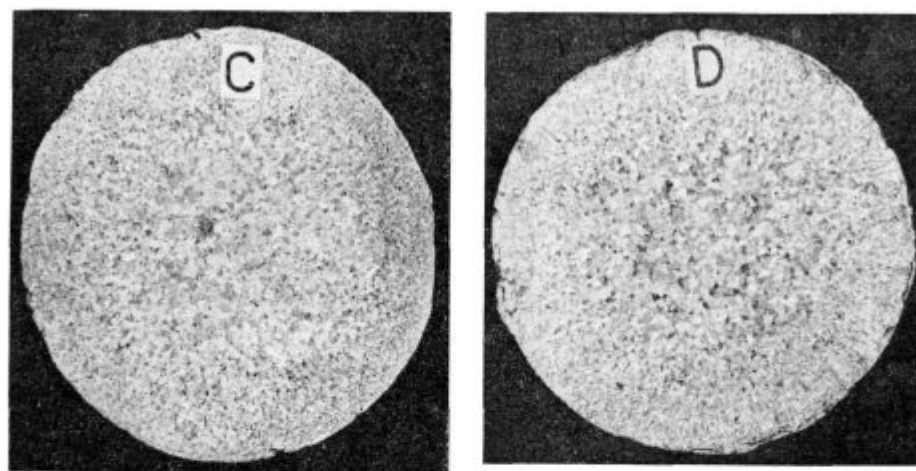
točili, smo preizkušance, katerih makrostruktura je podana na slikah 10 in 11, žarili 10 ur na temperaturi 1100°C. Te pogoje smo si izbrali zato, ker so zelo podobni tehnologiji ogrevanja blokov C 4970. Pri primerjavi rezultatov pred žarjenjem in po žarjenju smo ugotovili, da se kljub sorazmerno visoki temperaturi in dolgem času velikost zrn ni bistveno spremenila, zato teh makro posnetkov ne navajamo.

Poleg navedenega smo skušali ugotoviti vpliv predelave in vsebnosti titana na velikost kristalnih



Slika 10

Velikost kristalnih zrn lite strukture jekel A in B.



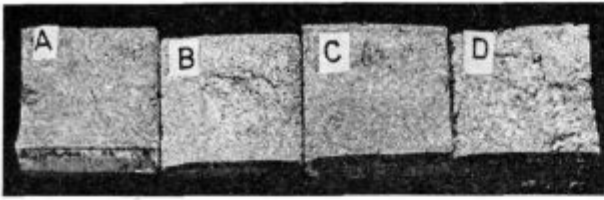
Slika 11

Velikost kristalnih zrn lite strukture jekel C in D.

Iz navedenih posnetkov je jasno razviden vpliv titana na kristalizacijo lite strukture. Za doseganje finejšega zrna je zadosten že majhen dodatek titana. Vsaka prekomerna količina tega elementa nima, gledano s stališča doseganja finejšega zrna, nobenega vpliva na strukturo.

Predvidevali smo, da bo sorazmerno dolgotrajno ogrevanje, oziroma zadrževanje blokov na visokih temperaturah imelo za posledico naraščanje velikosti litega kristalnega zrna. Da bi to ugo-

zrn. V ta namen smo bloke v temperaturnem območju 1100—800°C prekovali v palice preseka 20 × 20 mm in jih ohlajevali na zraku. Slika 12 nam prikazuje prelomne površine kovanih in ne toplotno obdelanih palic jekel A, B, C in D (tabela I). Iz posnetkov je razvidno, da je nastalo po predelavi sorazmerno fino zrno, ne glede na vsebnost titana. Nastanek finega zrna si tolmačimo s tehnologijo kovanja in z naknadno rekristalizacijo.



Slika 12  
Premolna površina kovanih palic.

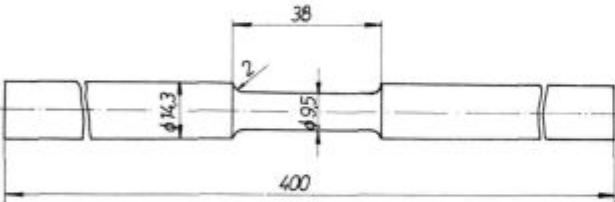
Na predelanih palicah smo izdelali še metalografsko analizo in ugotovili, da so imele šarže, legirane s titanom, rahlo povečana zrna, medtem ko tega nismo zasledili pri šarži brez titana.

### Vpliv titana na plastičnost jekla

Da bi potrdili vpliv titana, oziroma vpliv velikosti kristalnega zrna na plastičnost jekla pri temperaturah vroče predelave, smo pristopili k preiskavam torzije in mehanskih lastnosti. Za izdelavo teh preiskav smo glede na že ugotovljen vpliv titana na velikost kristalnega zrna v litem stanju vzeli v obzir jeklo A (brez Ti) in jekli C in D z 0,45 %, oziroma 1,03 % Ti. Analiza teh jekel je razvidna na tabeli I.

### Torzija:

Preiskave torzije smo opravljali v temperaturnem območju 1200–800 °C, in to v intervalu od 50 °C. Dimenzija preizkušanca je razvidna na sliki 13. Preizkušanci so bili izdelani iz kovanih palic.



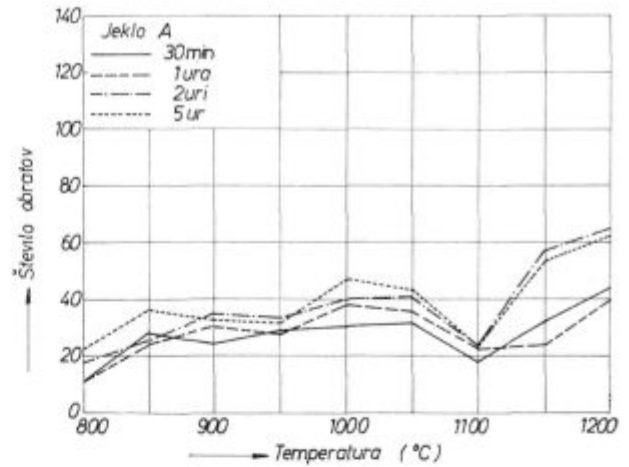
Slika 13  
Oblika preizkušanca za preiskave torzije.

Vse preizkušance smo, ne glede na temperaturo preizkusa porušili pri 50 obr./min. Poleg ugotavljanja vpliva titana smo pri torziji želeli ugotoviti tudi morebitni vpliv dolgotrajnega ogrevanja v prej omenjenem temperaturnem območju na plastičnost jekel. Rezultate, ki smo jih pri tem dosegli, prikazujejo slike 14, 15 in 16.

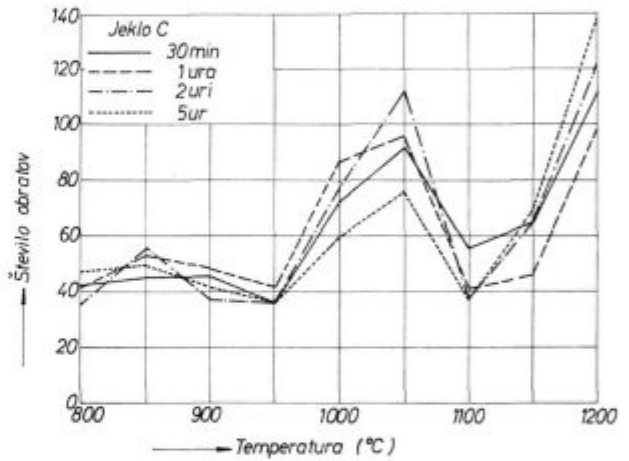
Diagram na sliki 17 pa nam prikazuje iz drugega zornega kota maksimalne dosežene obrate do porušitve v odvisnosti od vsebnosti titana in temperature.

Iz zadnjih štirih diagramov lahko zaključimo naslednje:

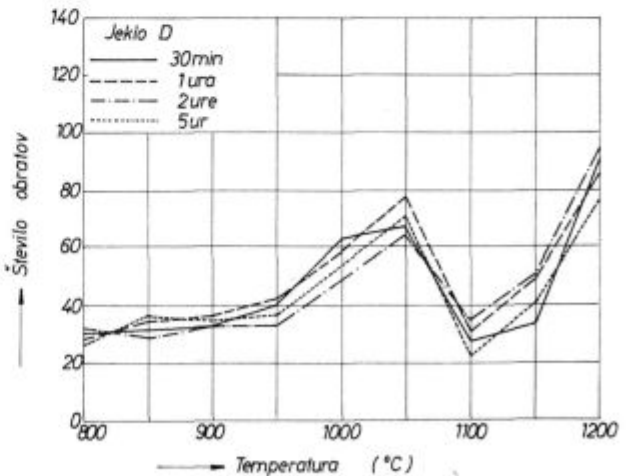
— Jeklo brez titana je imelo najnižje število obratov do porušitve.



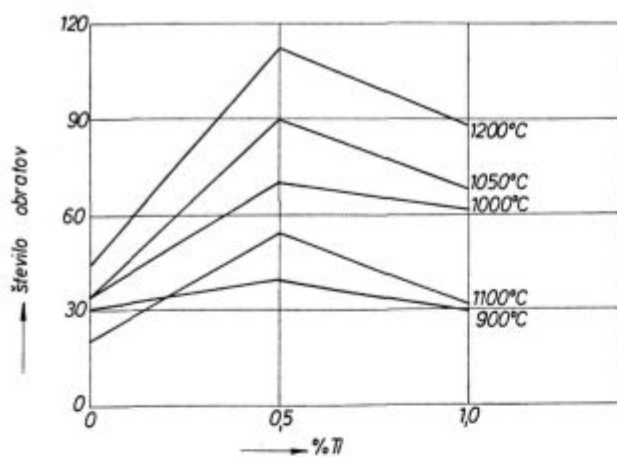
Slika 14  
Torzija jekla A. Vpliv temperature in časa ogrevanja.



Slika 15  
Torzija jekla C. Vpliv temperature in časa ogrevanja.



Slika 16  
Torzija jekla D. Vpliv temperature in časa ogrevanja.



Slika 17

**Vpliv titana na število obratov pri določenih temperaturah.**

— Jeklo, pri katerem je znašalo razmerje Ti : C = 5 : 1 (Ti = 0,45 %), je imelo najvišje število obratov do porušitve.

— Jeklo, ki je vsebovalo večje količine titana, kot je znašalo razmerje 5:1, je imelo manjše število obratov do porušitve od jekla z navedenim razmerjem.

— Pri vseh treh jeklih ni imel čas ogrevanja (od 30 min do 5 ur) nobenega vpliva na doseženo število obratov.

— Potek krivulj vseh treh jekel kaže, da število obratov z naraščanjem temperature počasi narašča vse do 1050° C, ko se dosežejo najvišje vrednosti. Po tej temperaturi beležimo do 1100° C močan padec števila obratov, posebno pri jeklu, legiranem s titanom. Nad to temperaturo pa število obratov začne hitro naraščati. Iz navedenega sledi, da imajo jekla, ne glede na vsebnost titana, najboljšo plastičnost pri 1050° C.

Pripomniti moramo, da se rezultati, ki smo jih pri naših raziskavah torzije dosegli, precej razlikujejo od rezultatov, ki so jih na jeklih z enako ali zelo podobno vsebnostjo elementov dosegli Elfmark (1), Zuev (5) in drugi.

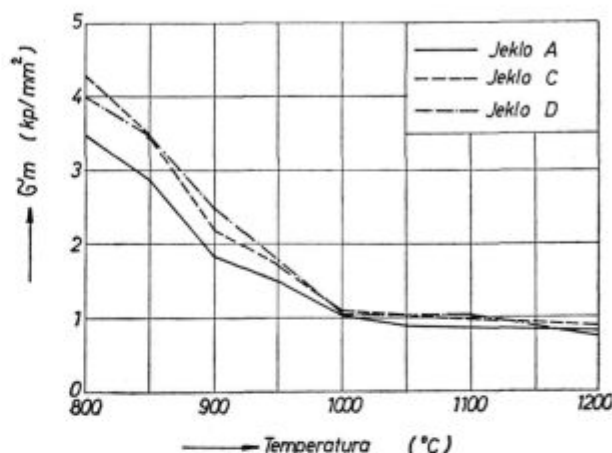
Rezultati se razhajajo predvsem v številu obratov pri določenih temperaturah in v temperaturi maksimalne plastičnosti.

**Mehanske lastnosti:**

Mehanske lastnosti smo ugotavljali na kovanih in mehansko obdelanih palicah, premera 10 mm. Preiskave smo izvedli v temperaturnem območju 1200—800° C. Palice smo ogrevali v vertikalni elektro uporovni pečici, ki je bila vgrajena na ogrodju trgalnega aparata. Ogrevali smo brez zaščitne atmosfere. Da bi bili pogoji ogrevanja čim bolj enakomerni, smo preizkušance, ki so bili izpostavljeni višjim temperaturam, držali ustrezno krajši čas v peči. Po preteku predpisanega časa

smo preizkušance trgali. Hitrost naraščanja obremenitve je znašala 0,5 kp/mm<sup>2</sup> sek. Preiskave mehanskih lastnosti smo izvedli tako kot pri torzijskih preiskavah na jeklih A, C in D. Rezultati, ki smo jih pri tem dosegli, so podani v spodaj navedenih diagramih.

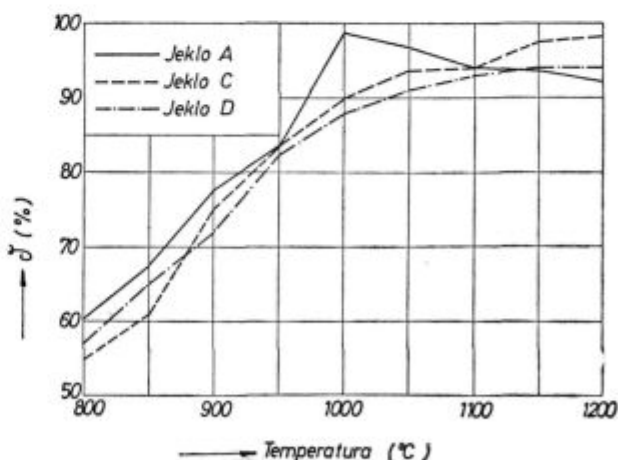
Kakor je iz slike 18 razvidno, trdnost konstantno pada s padajočo temperaturo in doseže nad 1000° C izredno nizke vrednosti.



Slika 18

**Vrednost trdnosti v odvisnosti od temperature preiskav.**

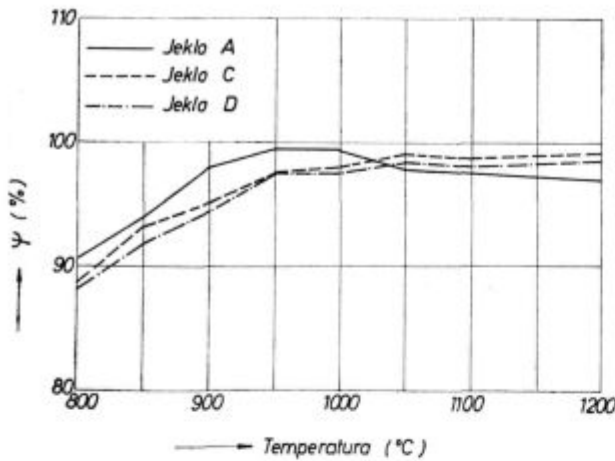
Slika 19 prikazuje vrednost raztezkov v odvisnosti od temperatur. Čeprav ni bilo bistvenih razlik v doseženih vrednostih med posameznimi jekli, moramo omeniti konstantno naraščanje vrednosti raztezkov jekel, legiranih s titanom, obenem pa padanje vrednosti raztezkov nad 1000° C pri jeklu, ki ni vsebovalo titana. To padanje vrednosti raztezkov se ujema s prisotnostjo gama faze.



Slika 19

**Vrednosti raztezkov v odvisnosti od temperatur preiskav.**

Potek kontrakcije v odvisnosti od temperatur preiskav nam prikazujejo krivulje na sliki 20. Tudi pri teh preiskavah nismo ugotovili bistvenih razlik



Slika 20

Vrednost kontrakcije v odvisnosti od temperatur preiskav.

v vrednosti kontrakcije med posameznimi kvaliteta. Pri jeklu, ki ni legirano s titanom, pa smo zaznamovali rahlo padanje kontrakcije pri temperaturah nad 1000° C.

## ZAKLJUČEK

Izdelali smo preiskave torzije in mehanskih lastnosti v temperaturnem območju 1200—800° C ter preiskave vpliva titana na velikost zrn lite strukture z namenom, da bi ugotovili temperaturno območje največje plastičnosti jekla. Rezultati, ki smo jih dosegli, so bili naslednji:

## ZUSAMMENFASSUNG

Das Walzen der Blöcke des ferritischen Hitzebeständigen Stahles mit 22 bis 24 % Cr war immer mit grossen Schwierigkeiten verbunden, hauptsächlich als Folge der schlechten plastischen Eigenschaften, weshalb beim Warmwalzen an Walzblöcken mehr oder weniger tiefe Risse entstanden.

Wegen diesen Schwierigkeiten war der Abfall zu gross. Nach der Form der Risse und auf Grund der metallographischen Untersuchungen konnte der Schluss gefasst werden, dass die Ursache für diese Schwierigkeiten das ungünstige Gefüge sein kann. Wir versuchten dieses Gefüge mit Titanzusatz von 0 bis 1 % zu beseitigen. Wir haben

1. Z vezanjem dušika in ogljika v titanov karbonitrid smo odpravili avstenitno območje pri temperaturah nad 1050° C.

2. Karbonitridi delujejo v talini kot kali, zaradi katerih nastane pri strjevanju finejša zrna.

3. Jekla brez titana so v litem stanju zelo grobo zrnata.

4. Drobnost zrnata struktura se doseže že pri dodatku cca 0,2 % Ti. Večje vsebnosti titana nimajo na zrnatost bistvenega vpliva.

5. Ne glede na kvaliteto jekla smo pri torzijskih preiskavah dosegli največje število obratov do porušitve pri 1050° C, najnižje pa pri 1100° C.

6. Mehanske vrednosti trdnosti se pri vseh jeklih, ne glede na temperature preiskav bistveno ne razlikujejo med seboj.

8. Vrednosti kontrakcije in posebno vrednost raztezkov imajo pri jeklih brez titana tendenco padati pri temperaturah nad 1000° C.

## Literatura

1. J. Elfmark: Vpliv prisadu titanu na zlepšeni tvaritnosti oceli s 24 % Cr. *Hutnische listy* 1964, št. 1, str. 22.
2. K. Bungardt: Untersuchungen über den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff. *Archiv für da Eisenhüttenwesen*, 1958, št. 3, str. 195.
3. E. Mohir: Sulfidi titana v neržavejšer titaln sadržaj stali. *Stal*, 1964, št. 8, str. 736
4. Van Horn: Aluminium in Iron and Steel. *Chepman and Hall — Ltd, London*, str. 309.
5. M. Zuev: Plastičnost čelika na visokim temperaturama. *Udruženje Jugosl. železara — prevod iz ruščine, Beograd* 1973.
6. I. Kornilov — Alloys of Iron — Chromium — Aluminium Polihrafnika — Moskva 1945.

festgestellt, dass ein feinkörniges Gefüge schon bei 0.2 % Ti auftritt. Der Einfluss von Ti auf das Gefüge konnte mit Warmtorsions und ZerreiBproben im Temperaturbereich von 800 bis 1200° C, dass heisst im Bereich des Warmwalzens bestätigt werden. Die gesamten Untersuchungen sind an geschmiedeten Proben aus 5 kg Blöcken ausgeführt worden. Die Ergebnisse zeigen, dass die Plastizität des ferritischen hitzbeständigen Stahles schon mit geringen Titanzusätzen verbessert werden kann. Dabei haben wir die beste Plastizität, unabhängig von der Titankonzentration im Stahl, bei 1050° C und die schlechteste bei 1100° C erreicht.

## SUMMARY

Rolling of ingots of ferritic refractory steel with 22 to 24 % Cr caused always difficulties due to bad plasticity of the steel. More or less deep cracks in rollings appeared during the hot rolling. Thus too high cobble was obtained. The crack shape and the metallographic analysis indicated that the troubles could be caused by the cast structure. The structure was modified by adding up to 1 % titanium. The fine grained structure was obtained

already with 0.2 % Ti. Influence of this element on the grain size and thus on the plasticity of the steel was confirmed by torsion and tensile tests between 800 and 1200° C, i. e. in the range of hot rolling. All the tests were made with forged test pieces which were made of 5 kg laboratory ingots. The obtained results show that plasticity can be improved with small additions of titanium. Regardless to the amount of this element in steel the best plasticity was obtained at 1050° C, and the lowest at 1100° C.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Прокат слитков огнестойкой ферритной стали с содержанием 22—24 % Cr был всегда связан с большими затруднениями, которые проявлялись в плохой пластичности стали. Вследствии этого на прокатном изделии при горячем прокате появлялись более или менее глубокие трещины. Изза упомянутых затруднений в цехе имели чрезмерное количество брака. По форме трещин и на основании металлографического анализа заключили, что причины затруднений недостаточно мелкая структура слитков. Эту неблагоприятную структуру устранили при помощи элемента титана, добавка которого колебалась между 0—1 %. Установили, что мелкозернистая структура получена уже при

0.2 % Ti. Влияние этого элемента на величину зёрен, а с этим и на пластичность стали доказали исследованием торзии и испытанием на разрыв в темп-ом интервале 800—1200°, что соответствует темп-ной области горячего проката. Эти исследования выполнены на пробных образцах приготовленных из 5 кг-их лабораторных слитков. Полученные результаты показали, что пластичность стали можно получить уже с небольшой добавкой титана. Несмотря на содержание этого элемента в стали, самую лучшую пластичность получали при темп-ре 1.050°, а самую плохую при 1.100° Ц.

# Tehnične novice

## Primerjava meroobstojnosti orodnih jekel

Franc Černe

Pokazalo se je, da se mora v procesu toplotne obdelave upoštevati spremembe mer in volumna orodnih kakor tudi drugih jekel. Ta problem se mora obvladati že v fazi konstruiranja orodja, kakor tudi v fazi toplotne obdelave in na koncu pri uporabi orodja.

Med ogrevanjem jekla se povečujejo njegove mere za vrednost koeficienta linearnega raztezka za jeklo. Ta je odvisen od strukture.

Specifični volumen struktur, ki sestavljajo jeklo, je različen in raste v naslednjem redu: avstenit, feritno-karbidne strukture (perlit, sorbit, troostit), martenzit. Pri temperaturi okolice ima martenzit približno 4% večji specifični volumen kot avstenit.

Ker pri kaljenju jekla iz perlitne strukture dobimo martenzitno strukturo z določenim deležem zadržanega avstenita in s popuščanjem pretvorbo teh struktur v troostitno in sorbitno strukturo, moramo pričakovati tudi tem strukturam odgovarjajoči specifični volumen in mere. Tako se mehko žarjenemu jeklu s kaljenjem mere povečajo v kolikor dobimo pretežno martenzit. Velik delež zadržanega avstenita pa lahko povzroči, da je orodje po kaljenju manjše kot v žarjenem stanju. To pomeni, da je sprememba dimenzij pri kaljenju odvisna od temperature kaljenja oz. od vsebnosti zadržanega avstenita.

Spremembe, ki nastanejo pri kaljenju se pri popuščanju ponovno spremenijo. Te ponovne spremembe nastanejo s sprostitvijo notranjih napetosti, ki obsegajo toplotne in premenske napetosti, ter s spremembo volumna pri razpadu martenzita in pri premeni zadržanega avstenita.

Pri vseh orodnih jeklih se s popuščanjem pri nižjih temperaturah pojavi zmanjšanje volumna in mer. Tedaj se menja struktura martenzita — tetragonalni martenzit se pretvarja v kubični martenzit. Vse mere se zmanjšajo glede na kaljeno stanje. Pri nekoliko višji temperaturi popuščanja nastane povečanje volumna zaradi premene zadržanega avstenita v martenzit. Pri tem se povečajo vse mere glede na kaljeno stanje. Nadaljnje povišanje temperature popuščanja pri teh jeklih povzroči prav tako zmanjšanje volumna in dimenzij, ker se martenzit pretvarja v troostitno — sorbitno strukturo.

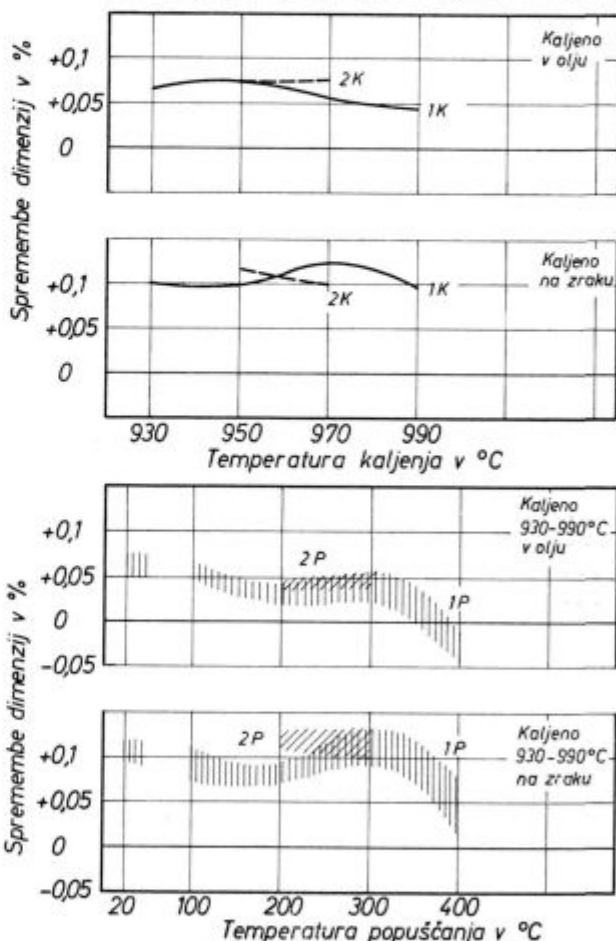
Ti pojavi so pri ledeburitnih jeklih pri višji temperaturi popuščanja kot pri srednjelegiranih jeklih. Spremembe mer pri popuščanju so torej odvisne od temperature popuščanja.

Celokupne spremembe mer glede na žarjeno stanje so torej odvisne od temperature kaljenja in popuščanja. Popolno meroobstojnost pri toplotni obdelavi se torej doseže tako, da se pri kaljenju nastali raztezki kompenzirajo s skrčki pri primernem popuščanju.

V Železarskem Zborniku št. 1 leta 1970 je na straneh 51 do 60 podrobneje opisan pojav sprememb mer jekla pri toplotni obdelavi. Objavljeni so tudi rezultati raziskav meroobstojnosti za nekatera orodna jekla. Pozneje so se raziskave nadaljevale. Tu objavljamo rezultate najvažnejših meritev v enotni obliki za 5 vrst jekel skupine

OCR 12 (OCR 12 — slika 1, CRV — slika 2, OCR 12 sp. — slika 3, OCR 12 ex. — slika 4 in OCR 12 VM — slika 5) in 2 vrsti jekla skupine merilo (merilo ex. — slika 6 in merilo — slika 7). Zajete so meritve na probi dimenzij 50 × 20 × 100 mm. Iz valjane oz. kovane palice so bile probe izrezane tako, da je lega probe vzdolžna oz. prečna z ozirom na smer valjanja oz. na smer vlaken.

Č.4150 (OCR 12) proba 50x20x100mm										
Kem. sest. v %	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	V	W	Cu	Mo
	2,02	0,18	0,38	0,017	11,8		0,11			



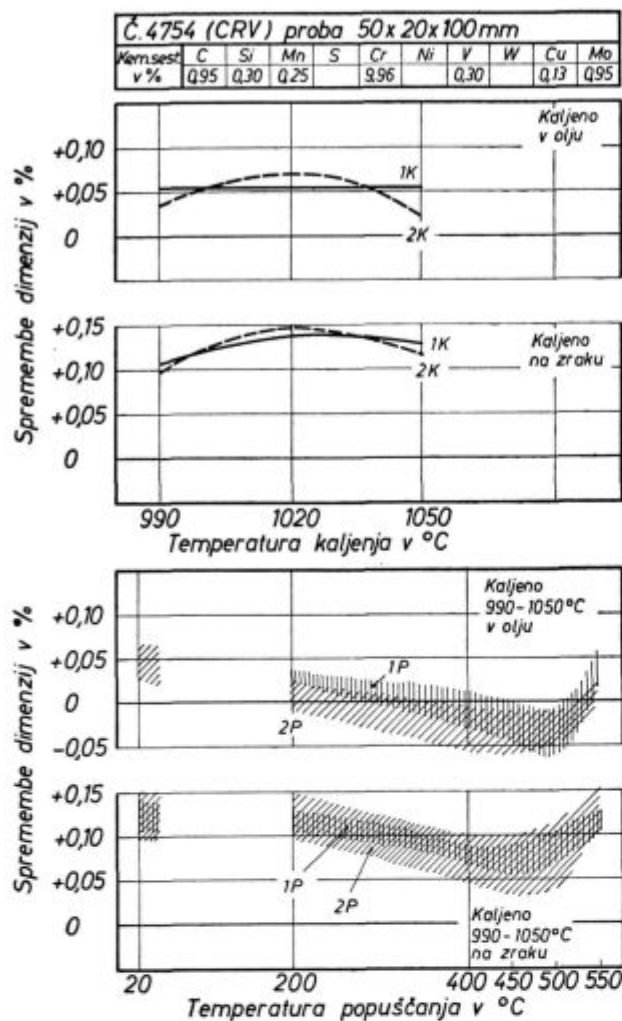
Slika 1

Celotne spremembe dolžine (100 mm) pri kaljenju in popuščanju v odnosu na žarjeno stanje

- 1 ... vzdolžno na smer valjanja
- 2 ... prečno na smer valjanja
- K ... kaljeno stanje v odnosu na žarjeno stanje
- P ... popuščeno stanje v odnosu na žarjeno stanje

Franc Černe je diplomirani inženir metalurgije in vodja INDOK centra v službi za razvoj tehnologije, izdelkov in metalurške raziskave železarne Ravne.





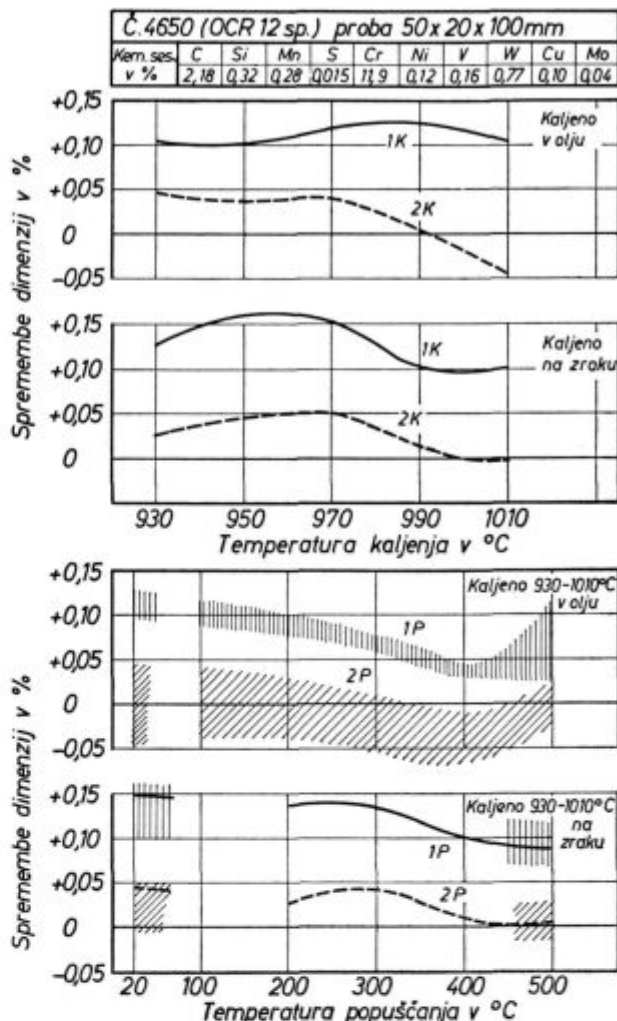
Celotne spremembe dolžine (100 mm) pri kaljenju in popušcanju v odnosu na žarjeno stanje

- 1 ... vzdolžno na smer valjanja
- 2 ... prečno na smer valjanja
- K ... kaljeno stanje v odnosu na žarjeno stanje
- P ... popuščeno stanje v odnosu na žarjeno stanje

V diagramih je zajet naslednji potek dela:

- merjenje dimenzij mehko žarjenih prob,
- kaljenje iz nekoliko kalilnih temperatur,
- merjenje dimenzij v kaljenem stanju,
- popušcanje pri nekoliko temperaturah,
- merjenje dimenzij v popuščanem stanju.

Pri izdelavi diagramov so vse spremembe mer preračunane v odnosu na mere v žarjenem stanju v odstotkih.

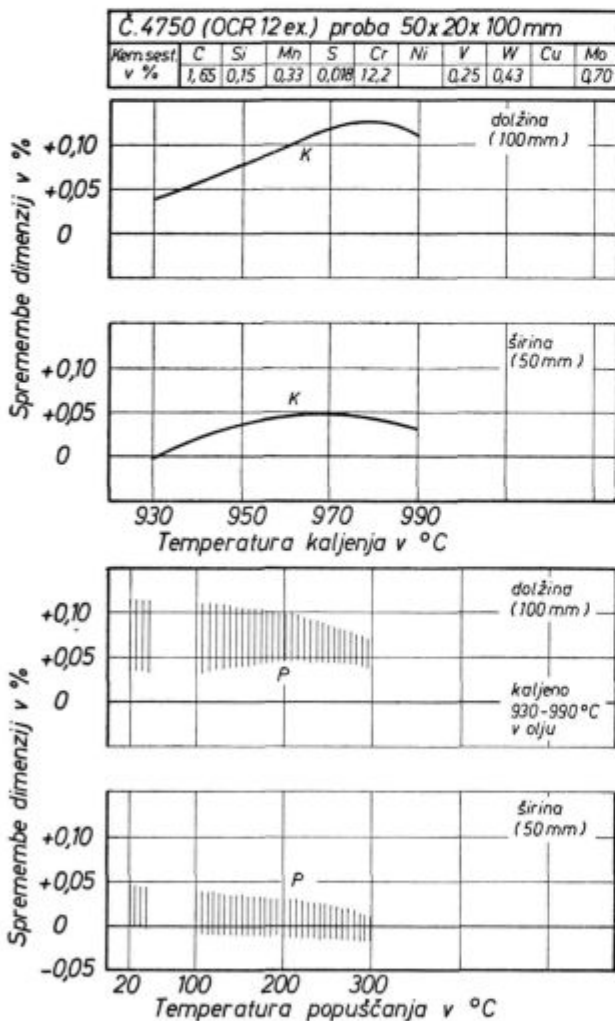


Celotne spremembe dolžine (100 mm) pri kaljenju in popušcanju v odnosu na žarjeno stanje

- 1 ... vzdolžno na smer valjanja
- 2 ... prečno na smer valjanja
- K ... kaljeno stanje v odnosu na žarjeno stanje
- P ... popuščeno stanje v odnosu na žarjeno stanje

Pri vseh preizkušanih jeklih je kaljeno iz nekoliko temperatur in je zato več krivulj sprememb pri popušcanju, t. j. za vsako kalilno temperaturo ena krivulja. Celoten pas teh krivulj je v diagramih prikazan šrafirano. Rezultati so doseženi s tremi paralelnimi probami. Spremembe mer v % pri toplotni obdelavi so podobne pri naslednjih skupinah jekel: (primerjajmo samo dolžine — 100 mm vzdolžno ležečih prob, kaljenih v olju; navedeno je območje)

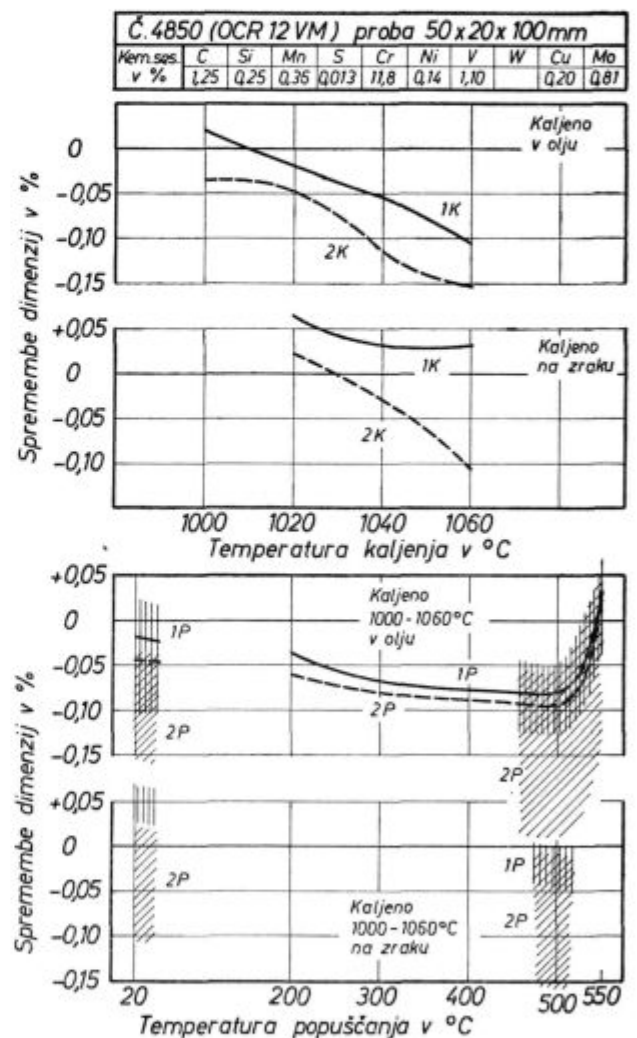
Jeklo	Kaljeno	Popuščano pri			
		200°	300°	400°	500° C
Č. 4150 (OCR 12) — sl. 1	} od + 0,04	+ 0,02	- 0,03	- 0,07	+ 0,01
		} do + 0,07	+ 0,04	+ 0,06	- 0,01
Č. 4650 (OCR 12 sp.) — sl. 3	} od + 0,04		+ 0,04	+ 0,03	+ 0,03
		} do + 0,12	+ 0,10	+ 0,07	+ 0,12
Č. 4750 (OCR 12 ex.) — sl. 4	} od - 0,11		- 0,04	- 0,07	- 0,13
		} do + 0,02			- 0,05
Č. 6440 (merilo ex.) — sl. 6	} od + 0,01		- 0,01	+ 0,03	
		} do + 0,06	+ 0,01	+ 0,06	
Č. 3840 (merilo) — sl. 7	} od + 0,02		0,00	+ 0,06	
		} do + 0,06	+ 0,03	+ 0,13	



Slika 4

Celotne spremembe mer pri kaljenju v olju in popuščanju v odnosu na žarjeno stanje  
Vzdolžno na smer valjanja

K ... kaljeno stanje v odnosu na žarjeno stanje  
P ... popuščano stanje v odnosu na žarjeno stanje



Slika 5

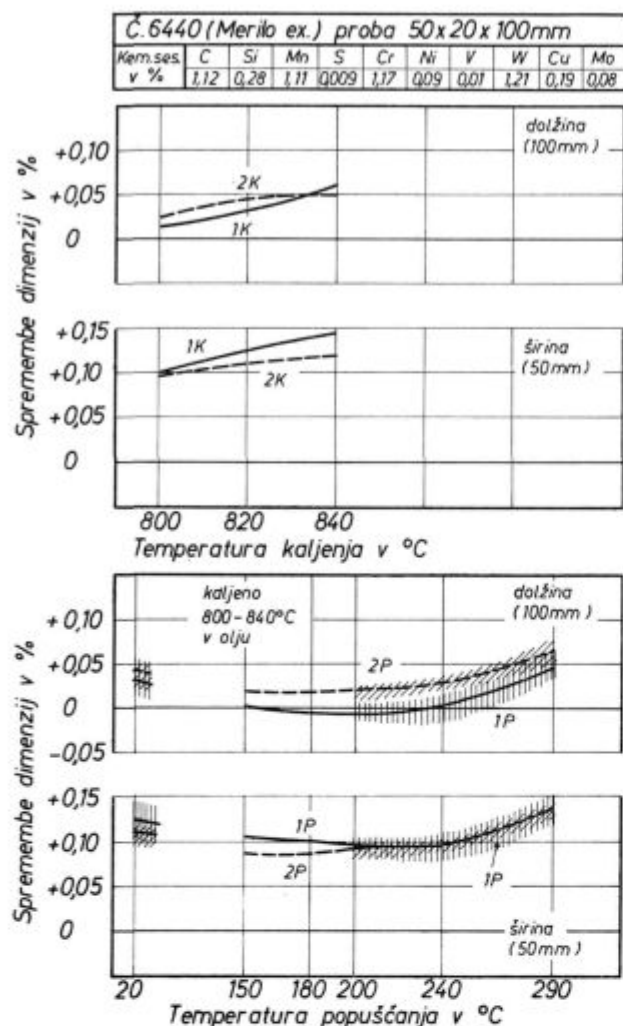
Celotne spremembe dolžine (100 mm) pri kaljenju in popuščanju v odnosu na žarjeno stanje

1 ... vzdolžno na smer valjanja

2 ... prečno na smer valjanja

K ... kaljeno stanje v odnosu na žarjeno stanje

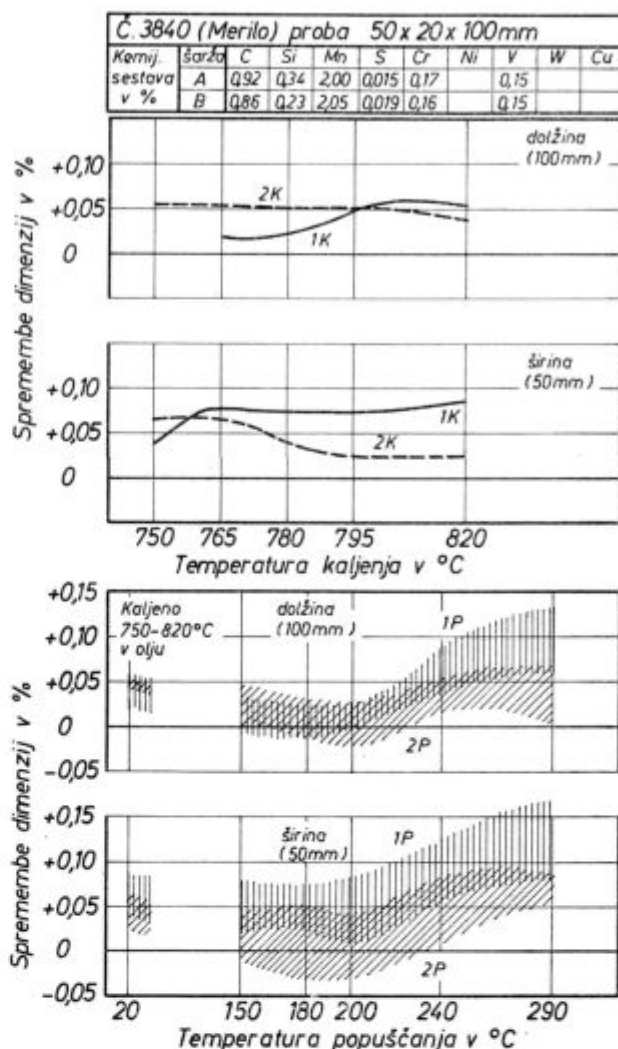
P ... popuščano stanje v odnosu na žarjeno stanje



Slika 6

Celotne spremembe mer pri kaljenju v olju in popuščanju v odnosu na žarjeno stanje

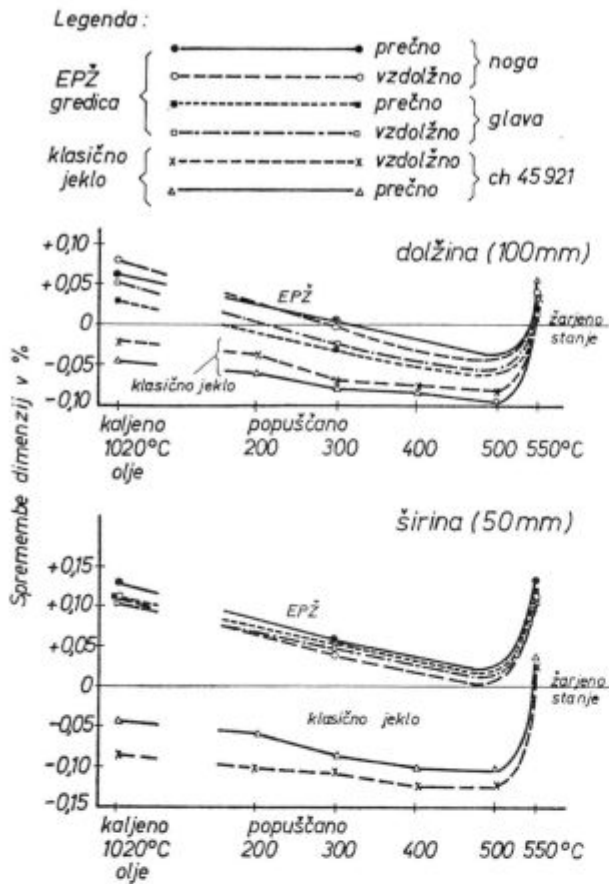
- 1 ... vzdolžno na smer valjanja
- 2 ... prečno na smer valjanja
- K ... kaljeno stanje v odnosu na žarjeno stanje
- P ... popuščeno stanje v odnosu na žarjeno stanje



Slika 7

Celotne spremembe mer pri kaljenju v olju in popuščanju v odnosu na žarjeno stanje.

- 1 ... vzdolžno na smer valjanja
- 2 ... prečno na smer valjanja
- K ... kaljeno stanje v odnosu na žarjeno stanje
- P ... popuščeno stanje v odnosu na žarjeno stanje



Slika 8

Č 4850 (OCR 12 VM) proba 50 x 20 x 100 mm

## Primerjava meroobstojnosti

- klasično izdelanega jekla (kovano 110 x 30 mm) in
- predelanega EPŽ jekla (kovano kv. 220 mm).

Med temi skupinami jekel so pomembne razlike. Spremembe dimenzij so v poprečju naslednje:

- skupina OCR 12 sp. in OCR 12 ex. ima v kaljenem stanju (vzdolžno, olje) okoli +0,10 %,
- skupina OCR 12 in CRV pa pri istem stanju samo okoli 0,05 % spremembe mer, t. j. polovico manj,
- jeklo OCR 12 VM ima v kaljenem stanju (vzdolžno, olje) najmanjše spremembe mer ali celo zmanjšanje mer,
- skupina merilo in merilo ex. ima v kaljenem stanju (vzdolžno, olje) spremembe okoli 0,04 %.

S popuščanjem se ledeburitnim jeklom (tip OCR 12) mere zmanjšujejo do okoli 500°C, nad to temperaturo popuščanja pa se zopet večajo. Pri srednje legiranih jeklih (tip merilo) pa se mere zmanjšajo do okoli 200°C, nad to temperaturo popuščanja pa se zopet večajo. V odnosu na kaljeno stanje se s popuščanjem mere zmanjšajo maksimalno za okoli 0,07 %.

Raziskana pa je tudi meroobstojnost jekla OCR 12 VM EPŽ (pretaljenega po postopku električnega pretaljevanja pod žilindro). Iz valjane gredice so probe (50 x 10 x 100 mm) izrezane prav tako v vzdolžni in prečni smeri. Na sliki 8 je narisana diagram dimenzijskih sprememb tega jekla v odvisnosti od toplotne obdelave. Na tem diagramu so za primerjavo vnešene še spremembe dimenzij, ki so ugotovljene pri klasično izdelanem jeklu OCR 12 VM (preneseno iz diagrama na sliki 5). Spremembe so ugotovljene pri enakih pogojih toplotne obdelave. Ugotovljamo torej, da se mere žarjenega jekla EPŽ pri kaljenju povečajo: dolžina za okoli 0,05 %, medtem ko se pri klasično izdelanem jeklu zmanjšajo: dolžina za okoli 0,05 %. Tako je dolžina jekla EPŽ za okoli 0,1 % večja od dolžine klasičnega jekla. Ta razlika se pri popuščanju na temperaturi 550°C precej zmanjša. Iz diagrama na sliki 8 pa se vidi precej večjo razliko pri merjenju sprememb širine (50 mm) za obe vrsti jekla. Ta razlika je po kaljenju okoli 0,2 % in se pri popuščanju zmanjša na okoli 0,1 %.

Kot je že rečeno je tu obravnavana primerjava sprememb dolžine (100 mm) vzdolžno ležečih prob, kaljenih v olju. Po enakem načinu pa je možno primerjati tudi druge rezultate raziskav, ki so vidni na slikah od 1 do 7.

Iz pričujočih podatkov je mogoče oceniti odvisnost dimenzij od toplotne obdelave enostavnejših oblik orodij izdelanih iz teh jekel. Težje je predvideti spremembe pri toplotni obdelavi orodja neenakomernih oblik, kakršne srečamo v proizvodnji.



## Društvene vesti

### Poročilo IV. seje Upravnega odbora ZRGMIT-SRS, dne 12. 6. 1974 v Ljubljani

Na seji so bile najprej podeljene diplome častnim in zaslužnim članom ZRGMIT, ki so bili predlagani na XVI. Občnem zboru dne 23. II. 1973:

Častni člani: dipl. ing. rud. Albert Ivančič, dipl. ing. rud. Adolf Jermol, dipl. ing. rud. Ivo Pust, dipl. ing. rud. Janez Grašič, dipl. ing. rud. Jože Hrastnik, dipl. ing. rud. Martin Koren, dipl. ing. rud. Dušan Pipuš, dipl. ing. geol. Ivan Mlakar, prof. dr. ing. Rudi Ahčan, prof. dr. ing. Ciril Pelhan, dipl. ing. rud. Mirko Bizjak, dipl. ing. rud. Ivo Klemenčič, prof. dr. ing. rud. Drago Ocepek, dipl. ing. met. Alojz Prešern.

Zaslužni člani: rud. nadzornik Janez Irt, rud. nadzornik Benjamin Kozar, rud. nadzornik Branko Kušar, dipl. ing. rud. Mirko Mlakar, dipl. ing. rud. tehn. Jože Polutnik, dipl. ing. rud. Jože Ambrožič, dipl. ing. rud. Jože Guštin, dipl. ing. rud. Jože Kirn, dipl. ing. rud. Štefan Zagoričnik, dipl. ing. rud. tehn. Jože Lampe, prof. dr. ing. geol. Stanko Grafenauer, mag. ing. met. Pavel Jagodič, dr. ing. met. Andrej Paulin, prof. dr. ing. met. Anton Podgornik, dipl. ing. rud. Janez Rankel, dipl. ing. rud. tehn. Nikola Tišma, dipl. ing. met. Janez Zvokelj, dipl. ing. rud. Koloman Cigüt, dipl. ing. rud. Vladimir Isek, dipl. ing. rud. Ivan Ogorelec, dipl. ing. met. Viktor Prosenec in dipl. ing. rud. Miroslav Zolnir.

Delovanje Zveze od oktobra 1973 do maja 1974:

1. *Smernice dela*: Na sestanku predsednika in obeh podpredsednikov Zveze oktobra 1973 so sklenili:

a) Ustanovi naj se ožji UO: predsednik in 3 podpredsedniki, ki naj izoblikujejo predloge o bistvenih problemih aktivnosti Zveze.

b) Zveza se mora odpovedati gospodarski članarini tistih podjetij, ki bodo svoj prispevek dajala Zvezi v Beogradu, kakor je bilo sklenjeno na kongresu v Ohridu.

c) Zveza naj poskusi dobiti potrebna finančna sredstva s prodajanjem uslug v obliki organizacije seminarjev, kurzov ipd.

č) Aktivnost Zveze naj se usmeri na koordinacijo dela podružnic.

d) Zveza naj poskuša najti oblike javnega obveščanja o svojem delovanju. Glede na to je Zveza poslala vsem uredniškim odborom glasil delovnih kolektivov RGM-stroke izvleček zapisnika III. redne seje UO, a so prispevek objavili le v Metalurgu. Podpredsednik A. Paulin je tudi napisal članek o delovanju ZRGMIT-SRS v Novo Proizvodnjo.

e) Pomembna akcija, ki čaka Zvezo, je reševanje kadrovskega vprašanja v rudarstvu.

f) Spremeniti je organizacijsko shemo ter s tem v zvezi statut ZRGMIT, skrajšati število UO oz. uvesti delegatski sistem.

V zvezi s točko f) je bila pripomba, da naj bi se ZRGMIT-SRS imenovala Zveza društev RGMIT. S tem v zvezi naj se osnuje iniciativni odbor, v katerem bi bili predstavniki podružnic, predsednik, podpredsedniki in tajnik.

2. *Sodelovanje s SIT-RGM-stroke Jugoslavije*: ZRGMIT-SRS zastopa sedaj v Koordinacijskem odboru Zveze v Beogradu podpredsednik za rudarje dipl. ing. Isek, ki je sporočil, da so na seji KO ugotovili, da v jugoslovanskem merilu delujejo podružnice najuspešneje v Sloveniji, bolj v stiski pa je republiška zveza. Podružnice so povezane preko ZRGMIT z jugoslovansko zvezo oz. s komiteji.

Dipl. ing. Cigüt (Naftaplin Zagreb) je pripomnil, da so podobne težave tudi na Hrvaškem. Komiteji in jugoslov. zveza pobirajo članarino, republiška zveza pa je v stiski. Vse akcije zaenkrat podpira s finančnimi prispevki podjetje Naftaplin.

3. *Članstvo*: Dipl. ing. Guštin (Rep. sekretariat za gospodarstvo) je smatral, da bi bilo treba razširiti članstvo tudi na ljudi s poklicno šolo, ne pa samo na inženirje in tehnike.

4. *Seznam članstva*: Podpredsednik Paulin je pripomnil, da smo pred letom poslali podjetjem prošnjo za sezname inženirjev in tehnikov naše stroke, prejeli pa smo le 1/3 odgovorov. Iz tega smo sestavili interno kartoteko: ime in priimek, poklic, rojstni kraj in datum, zaposlitev, privatni naslov, članstvo in štev. izkaznice. Prosimo, da Zvezo obvesti, kdor spremeni službo ali naslov. Na podjetja, ki nam niso poslala seznamov, bomo ponovno poslali prošnjo za seznam zaposlenih inženirjev in tehnikov.

5. *Združevanje strokovnih revij*: Podpredsednik Paulin je poročal, da izhaja v Sloveniji več revij RGM-stroke, ki bi jih morda kazalo združiti in ustanoviti enotno revijo naše stroke, tudi radi pomanjkanja strokovnih člankov. V tem smislu je Zveza razposlala na podjetja vprašalno anketo, ali naj izhaja enotna revija RGM stroke v SRS, ali pa naj izhajata dve reviji, ena metalurška in druga rudarsko-geološka. Zal smo prejeli le malo odgovorov in to le od metalurških podjetij, zato apelira na rudarske in geološke organizacije, da bi se izjasnile o tem vprašanju.

6. *Sodelovanje na kongresih*: Na I. jugoslovanskem simpoziju o barvastih kovinah bo podpredsednik A. Paulin aktivno sodeloval s predavanjem o strokovnih kadrih v barvasti metalurgiji.

7. *Včlanjenje v mednarodne organizacije*: Podpredsednik Paulin je poročal, da bi bilo koristno, če bi se naša Zveza vključila v mednarodne organizacije. Iniciativni odbor naj z Upravnim odborom prouči to vprašanje po pripravi organizacijske sheme. Seveda bo pri tem potrebna podpora gospodarskih podjetij.

Dr. Andrej Paulin,  
podpredsednik ZRGMIT-SRS.

## Pomen in vloga metalurških strokovnih društev doma in v svetu

Javnost je priznala poklic metalurga komaj pred 100 leti, čeprav se ljudje že dolga stoletja ukvarjajo s pridobivanjem, oblikovanjem, obdelavo in uporabo kovin. Zaradi poklicne povezanosti, lažjega spremljanja razvoja v stroki in tudi družabnega življenja se ljudje, zaposleni v istih poklicih, združujejo v strokovna društva in zveze. Inženirje in tehnike geološke, rudarske in metalurške stroke v Jugoslaviji združuje SITJ-RGM stroke, ki povezuje republiške zveze (v Sloveniji: ZRGMIT — SRS) in le-te povezujejo podružnice, ki so lahko v večjih podjetjih posamezne stroke ali pa na določenih geografskih in metalurških inženirjev v Jugoslaviji leta 1923 pod imenom Društvo rudarskih in topilniških inženirjev Jugoslavije. Po osvoboditvi se je tedanja sekcija tega društva v Sloveniji preuredila v širšo organizacijo Društvo rudarskih in metalurških inženirjev in tehnikov LRS, leta 1956 pa se je Društvo preimenovalo v Zvezo rudarskih, geoloških in metalurških inženirjev SRS.

Zaradi vse širše potrebe po ožjem strokovnem delu so se v okviru SITJ-RGM ustanovili strokovni komiteji, ki delujejo zaenkrat le na področju rudarstva, trenutno pa se na področju metalurgije ustanavlja komite za barvno metalurgijo.

Če za primerjavo društvenega življenja v svetu vzamemo Zah. Nemčijo in Anglijo, lahko ugotovimo naslednje:

V Zah. Nemčiji imajo metalurgi tri društva. Vereine deutscher Eisenhüttenleute, Gesellschaft deutscher Metallnütten- und Bergleute ter Deutsche Gesellschaft für Metallkunde. Vsako od teh društev izdaja svoje glasilo kot strokovno oz. znanstveno revijo, in sicer: Stahl und Eisen, Erzmetal ter Zeitschrift für Metallkunde. Kot najbolj aktivno društvo oz. društvo, o katerem delu je največ objavljenega, je VDEh, kjer so glavni nosilci društvenega dela ter izmenjave izkušenj strokovni komiteji (Ausschuss) kot so komite za rude, za koks, za metalurške procese, za plavzarstvo, za jeklarstvo, za valjarništvo, za kovaštvo, za vlečenje, za energetiko, za opremo, za zaščito okolja, za materiale, za prašno metalurgijo, za kemijo, za ekonomiko, za zgodovino železarstva, za raziskave, za izobraževanje. Zanimivo bi bilo omeniti pri tem, da je v okviru komiteja za raziskave dela Max-Planck Institut für Eisenhüttenforschung, da v okviru komiteja za materiale izpopolnjujejo stare ter predlagajo nove standarde (DIN) ter da komite za izobraževanje, ki se deli v sekcije za poklicne informacije, za napredek študija, ter za nadaljnje izpopolnjevanje, skrbi za pripravo, predelavo in izboljšavo učnih programov, šolskih knjig, strokovnih filmov ter ima celo svoj sklad za štipendiranje. VDEh je bilo ustanovljeno leta 1860.

Precej podobno je v Angliji, kjer imajo Institution of Metallurgists, ki se je leta 1971 ločila od Institute of Metals in ki je društvo (ustanovljeno leta 1945), katerega glavni namen je podpirati, pospeševati in usklajevati študij ter razvoj znanosti na področju metalurgije. Pri tem ima to društvo pravice in dolžnosti vzdrževanja in zboljševanja nivoja metalurške vzgoje s tem, da prirejajo in nadzorujejo tečaje za višje kvalifikacije, nadzorujejo polaganje izpitov, izdajajo spričevala, njegovim člani so v odborih univerz, politehničnih in drugih šol, društvo tudi tesno sodeluje z vladnimi ustanovami za vzgojo in šolstvo. Poleg tega pomaga mlajšim metalurgom, da se lažje vključijo v strokovno delo, da sodelujejo na kongresih, omogoča jim strokovne ekskurzije, ipd. Poleg tega vodi Institution of Metallurgists seznam neodvisnih svetnikov. Člani tega društva so lahko tudi študentje.

Na področju znanstvenega in strokovnega dela sta obstajali do leta 1974 dve društvi Iron and Steel Institute

(ustanovljeno 1861) ter Institute of Metals (ustanovljeno 1908), prvo za področje črne, drugo pa za področje barvaste metalurgije. Obe društvi sta se 1. 1. 1974 uradno združili v Metals Society, ker se danes industrijske panoge med seboj ne morejo več izolirati. Tudi Metals Society dela po komitejih ali sekcijah: kovinoznanstvo, uporabna metalurgija in tehnologija, predelava, ekonomika in upravljanje, črna metalurgija, prašna metalurgija, toplotna obdelava. Tudi vsa angleška društva izdajajo svoja strokovna glasila, in sicer Institution of Metallurgists izdaja sedaj Metallurgist, Metals Society pa Metals of Materials, med tem ko sta JSI in IM izdajala Journal of Iron and Steel Institute ter Journal of Institute of Metals.

Ker le angleška strokovna društva objavljajo v letnih poročilih v strokovnih glasilih tudi finančne bilance, je zanimivo pogledati način vzdrževanja. Obe sedanji društvi imata letno poslovanje v višini okoli 9.000.000 N din. Pri Institution of Metallurgists so leta 1971 izdatki zajemali: 12 % za administracijo, 9 % za vzgojo, 14 % za posvetovanja, 39 % za tisk, dohodki pa so prišli: 44 % s tiskom in oglasi, 17,5 % s članarino, 5,5 % s kotizacijami za udeležbo na tečajih, ipd. Razlika v bilanci zajema investicije, delnice, itn. Pri Iron and Steel Institutu pa so izdatki l. 1971 zajemali: 34 % za administracijo, 33 % za tisk, 7 % za knjižnico, medtem ko so dohodki prišli: 48 % s tiskom, 10,5 % s članarino, 9 % kot pomoč industrije, 20 % s prodajo informacij, 11 % od obresti in investicij. Institution of Metallurgists je poslovno leto zaključilo pozitivno za okoli 270.000 N din in ima fond 870.000 N din, Iron and Steel Institute pa z izgubo okoli 700.000 N din in se je njegov fond znižal na 13.000.000 N din. Članarina rednih članov se giblje okoli 400 N din letno.

V Jugoslaviji so strokovna društva šibkejša, manj vplivna in zato tudi manj aktivna ter životarijo, zato je SITJ-RGM anketiral nekatera naša podjetja in podružnice, v Sloveniji so bila to Železarni Jesenice in Ravne ter TGA Kidričevo, kaj mislijo o pomenu, vlogi in aktivnosti strokovne zveze. Iz odgovorov se lahko izlušči, da so vsi mnenja, da bi morala biti vloga, naloge ter reševanje materialnih stroškov strokovnih društev v statutih TOZD-ov, kjer društva oz. podružnice delajo, čeprav npr. na Jesenicah so izjavili, da tega še niso poskusili. Poleg tega anketirani smatrajo, da se čuti pomanjkanje strokovnih komitejev v metalurgiji, glede aktivnosti Zveze IT pa so naslednji predlogi:

1. reševanje problemov izpopolnjevanje in specializacije
2. pomagati pri analizi stanja tehnologije ter dajati organom samoupravljanja predloge za izboljšanje
3. dajati predloge in mišljenja o razvoju delovne organizacije
4. sodelovati pri izdelavi tehničnih normativov
5. organizirati predavanja, seminarje, diskusije, ipd.
6. organizirati strokovne ekskurzije, obiske sejmov, ipd.
7. širiti tehnično kulturo članov.

ZRGMIT je lansko leto zaključila z izgubo (Tabela I), kar pomeni ob zelo majhnih skladih kritično situacijo in je skušala organizirati z Odsekom za metalurgijo Univerze v Ljubljani osveževalne seminarje za inženirje, na katerih bi fakultetni učitelji predavali snov, ki so jo v zadnjih letih vključili v svoje učne programe, obenem pa tudi nekatere novitete v svetu. S kotizacijo za seminarje bi ZRGMIT zbrala določena sredstva za osnovno poslovanje. Od 13 vprašanih podjetij, če bi bila pripravljena na semi-

TABELA I.

Dohodki:	
Gotovina z dne 1. I. 1973	20.618,15
Članarina članov	9.191,70
Prispevki podjetij	4.010,—
Dotacije skladu za rud. posvetov.	4.400,—
Razno	838,60
	<hr/>
	39.058,45
Izdatki:	
<b>Rudarsko posvetovanje</b>	3.148,75
Administracija	4.552,60
Prispevki in dajatve	1.266,80
Najemnina	1.782,—
Naročnina časopisov (za člane)	7.003,—
Razno (izkaznice, ciklostil, ipd.)	3.399,50
Blagajniška gotovina 31. 12. 1973	17.905,80
	<hr/>
	39.058,45

Blagajniška gotovina se je znižala za 2.712,25

nar poslati svoje inženirje, jih je odgovorilo 5, od tega le trije pritrdilno.

Ker brez začetnih finančnih sredstev ZRGMIT ne more postati bolj aktivna in začeti izvajati prej omenjene predloge, postavljam pred vse inženirje in tehnike rudarske, geološke in metalurške stroke naslednja vprašanja:

1. Ali smatrate, da so aktivna društva IT RGM stroke pri nas koristna in potrebna?

2. Ali boste pomagali, da bodo vloga, naloge in financiranje teh društev zajete v statutih vašega TOZD-a?

3. Ali ste pripravljeni pomagati s svojim delom aktivirati vaše društvo?

4. Ali smatrate, da bi v Sloveniji ustanovili strokovne sekcije, kot npr. za plavžarstvo, jeklarstvo, barvno metalurgijo, ipd., ki bi skrbele za strokovno izpopolnjevanje na svojem področju?

Vaša mnenja o postavljenih vprašanjih pošljite na Zvezo rudarskih, geoloških in metalurških inženirjev in tehnikov, Ljubljana, Erjavčeva 15.

Dr. Andrej Paulin,  
podpredsednik ZRGMIT-SES.





---

Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Clani Jože Rodič, dipl. inž., Viktor Logar, dipl. inž., Aleksander Kveder, dipl. inž., Edo Žagar, tehnični urednik.  
Oproščeno plačila prometnega davka na podlagi mnenja Izvršnega sveta SRS  
— sekretariat za informacije št. 421-1/72 od 23. 1. 1974

Naslov uredništva: ZPSZ — Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, tel. št. 81-231  
int. 385 — Tisk: GP »Gorenjski tisk«, Kranj