

# ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA	Stran
Vodeb Dušan, J. Borštner, J. Bratina, Z. Erjavec — Zelezarna Ravne	
OPIS STANJA, RAZVOJ IN VARČEVALNA POLITIKA NA PODROČJU ENERGETIKE V ČRNI METALURGIJI	225
Vodopivec Franc, D. Gnidovec — Metalurški inštitut Ljubljana	
F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič — Zelezarna Store	
AFINACIJA KONTINUIRNO VLITEGA CEMENTACIJSKEGA JEKLA Č. 4320 Z NIOBIJEM IN VANADIJEM	237
II. DEL: IZDELAVA IN PREISKAVA INDUSTRIJSKEGA JEKLA	
Vodopivec Franc, J. Zvokelj, F. Filipov — Metalurški inštitut Ljubljana S. Jurca — Black and Decker Grosuplje K. Kuzman — Fakulteta za strojništvo, Univerza E. K. Ljubljana	
OJNICE S PERLITNO MIKROSTRUKTURO ZA AVTOMOBILSKI MOTOR	247
Šimnic M., B. Dobovišek, I. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana	
POSKUS OCENJEVANJA PROSTIH BAZ Z MERJENJEM pH VODNIH RAZTOPIN ZLINDER	257

LETO 15 ŠT. 4 - 1981  
ŽEZB BQ 15 (4) 225-264 (1981)



# ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ZELEZARNE JESENICE, RAVNE, STORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 15

LJUBLJANA

DECEMBER 1981

Vseblina	Inhalt	Contents	Содержание
stran	Seite	Page	
Dušan Vodeb, J. Borštner, J. Bratina, Z. Erjavec	Dušan Vodeb, J. Borštner, J. Bratina, Z. Erjavec	Dušan Vodeb, J. Borštner, J. Bratina, Z. Erjavec	Dušan Vodeb, J. Borštner, J. Britina, Z. Erjavec
<b>Opis stanja, razvoj in var- čevalna politika na po- dročju energetike v črni metalurgiji</b> 225	<b>Beschreibung des Zusan- des der Entwicklung und der Sparpolitik auf dem Gebiet der Energiewirt- schaft in der Metallurgie</b> 225	<b>State, Development Trends, and Energy Eco- nomy in Ferrous Metall- urgy</b> 225	<b>Описание положения, разви- тия и политики экономики в области энергетики.</b> 225
UDK: 620.91 ASM/SLA: W11g	UDK: 620.91 ASM/SLA: W11g	UDK: 620.91 ASM/SLA: W11g	UDK: 620.91 ASM/SLA: W11g
Franc Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič, D. Gnidovec	Franc Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič, D. Gnidovec	Franc Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič, D. Gnidovec	Franc Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič, D. Gnidovec
<b>Afinacija kontinuirno vli- tega cementacijskega je- kla Č. 4320 z niobijem in vanadijem</b> 237	<b>Affination des strang- gegossenen Einsatzstahles C 4320 mit Niobium und Vanadium</b> 237	<b>Grain Refinement of Con- tinuously Cast Case-Hard- ening Steel Č. 4320 with Niobium and Vanadium</b> 237	<b>Аффинаж непрерывно отли- той цементуемой стали С. 4320 с ниобием.</b> 237
UDK: 621.746.047: 669.14.018.298 ASM/SLA: D9-q, AY-b, V, Nb	UDK: 621.746.047: 669.14.018.298 ASM/SLA: D9-q, AY-b, V, Nb	UDK: 621.746.047: 669.14.018.298 ASM/SLA: D9-q, AY-b, V, Nb	UDK: 621.746.047:669.14.018.298 ASM/SLA: D9-q, AY-b, V, Nb
Franc Vodopivec, S. Jurca, J. Zvokelj, F. Filipov, K. Kuzman	Franc Vodopivec, S. Jurca, J. Zvokelj, F. Filipov, K. Kuzman	Franc Vodopivec, S. Jurca, J. Zvokelj, F. Filipov, K. Kuzman	Franc Vodopivec, S. Jurca, J. Zvokelj, F. Filipov, K. Kuzman
<b>Ojnice s perlitno mikro- strukturo za avtomobilski motor</b> 247	<b>Pleulstangen mit perliti- schem Mikrogefüge für einen Kraftwagenmotor</b> 247	<b>Automobile Engine Shafts with Pearlitic Microstruc- ture</b> 247	<b>Шатуны с перлитной микро- структурой для автомобиль- ных двигателей.</b> 247
UDK: 621.73.043:620.17 ASM/SLA: F22n, 2-61, Q26r, T21b	UDK: 621.73.043:620.17 ASM/SLA: F22n, 2-61, Q26r, T21b	UDK: 621.73.043:620.17 ASM/SLA: F22n, 2-61, Q26r, T21b	UDK: 621.73.043:620.17 ASM/SLA: F22n, 2-61, Q26r, T21-b
M. Simnic, B. Dobovišek, J. Lamut	M. Simnic, B. Dobovišek, J. Lamut	M. Simnic, B. Dobovišek, J. Lamut	M. Simnic, B. Dobovišek, J. Lamut
<b>Poekus ocenjevanja pro- stih baz z merjenjem pH vodnih raztopnih žilinder</b> 257	<b>Versuche der Bestimmung der freien Basen mit der pH Messung der Wasser- lösungen</b> 257	<b>Determination of Free Bases by Measuring pH of Water Solutions</b> 257	<b>Опытное определение свобод- ных оснований измерением рН водных растворов.</b> 257
UDK: 669.187.28:541.132.3 ASM/SLA: D11n, V2j	UDK: 669.187.28:541.132.3 ASM/SLA: D11n, V2j	UDK: 669.187.28:541.132.3 ASM/SLA: D11n, V2j	UDK: 669.187.28:541.132.3 ASM/SLA: D11n, V2j



## Opis stanja, razvoj in varčevalna politika na področju energetike v črni metalurgiji

UDK: 620.91

ASM/SLA: W11g

Dušan Vodeb, J. Borštner,  
J. Bratina, Z. Erjavec

*Opisan je razvoj energetike v SFRJ in SRS. Iz prikaza je razvidno, da je črna metalurgija tudi sledila svetovnim tendencam razvoja. Varčevanje z energijo je najbolj realna osnova za prebroditev težav glede oskrbe in stroškov z energijo. Navajamo izhodišča za program varčevanja v železarni Ravne, organizacije teama, razmišljamo o realnosti prihrankov in upoštevamo omejitvene dejavnike pri uvajanju varčevalnih ukrepov v proizvodne procese. Na koncu so prikazani primeri, kako dolgoročno rešiti varčevanje z energijo pri karakterističnih metalurških agregatih.*

### 1. UVOD

Danes veliko razpravljamo o razvoju energetike, katere sestavni del je tudi racionalna proizvodnja, pretvorba in poraba energije. Zavedati se moramo, da smo globoko zabredli v navade in ugodnosti, ki si jih ustvarjamo s porabo energije. Pri tem moramo upoštevati, da energijo porabljamo zelo neracionalno in da se bomo tega težko odvadili. Iščemo različne poti, kako obvladati ta problem. Vsekakor ne z ukinitvijo vseh do sedaj pridobljenih ugodnosti, kar naj bi bil zadnji ukrep za podaljšanje življenja človeštva.

Varčevane z energijo v tej neugodni energetski situaciji dobiva vedno večjo veljavo. Potekati mora po programu in enotni metodologiji, ker bo le tako možno doseči postavljeni cilj.

Varčevalni program, ki je vodilo varčevanja, zajema tri faze. Prva faza zajema ukrepe varčevanja, za katere ni potrebna nikakršna investicija; v drugo fazo spadajo ukrepi, katerih inve-

sticija se amortizira v roku enega leta; v tretji fazi pa so večji investicijski posegi, ki se amortizirajo v nekaj letih.

Energetsko varčevanje je danes dejstvo. Stroški za energijo silovito naraščajo, energetski tokovi bodo morali biti usmerjeni na tista investicijska področja, ki lahko pokrivajo nastale stroške. Istočasno ugotavljamo velike notranje rezerve pri porabi energije, ki jih moramo izkoristiti v novih pogojih gospodarjenja. Svetovne zaloge klasičnih goriv so omejene. Po letu 2000 nafte ne bomo več uporabljali za ogrevanje, nove energetske vire pa šele intenzivno raziskujejo. Z varčevanjem goriva dajemo raziskovalcem več časa, da bodo lahko vsestransko proučili nove energetske vire.

### 2. OPIS SEDANJEGA STANJA

Energetika obsega široko področje, sedanje stanje pa moramo dobro poznati, če hočemo pravilno ukrepati. Naš namen je torej prikazati, kaj se na tem področju dogaja v svetu, doma in v črni metalurgiji.

V energetiki so naslednja obdobja:

*do leta 1970*

— cenena energija v neomejenih količinah, kar je osnova rasti industrializiranih držav

*od leta 1970—1980*

— soočanje z vse večjimi krizami, ki so odraz političnih monopolističnih pritiskov

*od leta 1980—1990*

— dejanske težave, kako zadovoljiti vse potrebe po energiji, kljub povečani proizvodnji ener-

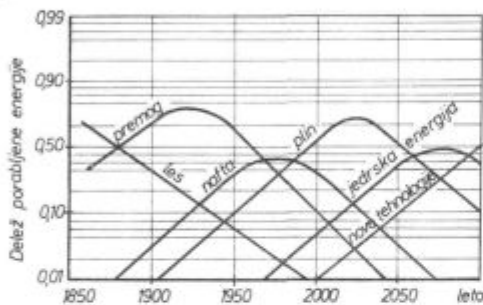


getskih virov. Soočali se bomo z omejitvenimi elementi: izkoriščenost virov, financiranje in varstvo okolja. Naša velika rezerva je: energijo začimno varčevati že danes!

po letu 1990

— vpeljava novih virov v najširšem smislu; spreminila se bo struktura porabe; uporabljali bomo nove tehnologije, kjer se maksimalno upošteva racionalnost.

Človek se je v svojem razvoju naslanjal na tisto primarno energijo, ki jo je na določeni stopnji tehnološkega razvoja lahko pripravil in uporabil. Gibanje deležev uporabe primarnih goriv je potekalo, kot je prikazano na sliki 1. Leta 1850 je bil v uporabi samo les, okoli leta 1920 je znašal delež premoga približno 60 %, leto 1980 pomeni vrh za nafto z deležem 35 %, vrh za plinasta goriva se napoveduje v letu 2025, ko bodo plin pridobivali iz naravnih virov in umetno iz premoga.<sup>1</sup>



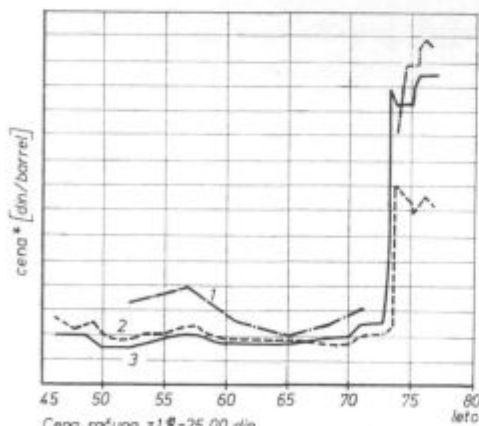
Slika 1

Delež uporabe primarnih goriv na svetu od leta 1850 dalje

Fig. 1

Portion of consumed primary fuels in the world since 1850

Iz slike 1 je razvidno, da ima vsak nosilec primarne energije svojo dobo razvoja in uvedbe, da ima svoj vrh in padec, ko ga je treba nadomeščati z drugimi energetskimi viri.



Cena računa z 1\$=25.00 din  
 1 barrel = 1700 kWh  
 1 rast cene nafte fco pristanišče izvoznik  
 2 cena nafte v realnih dolarjih  
 3 cena nafte preračunana na dolarsko vrednost 1977

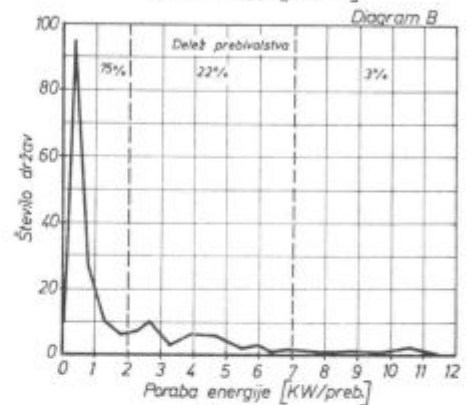
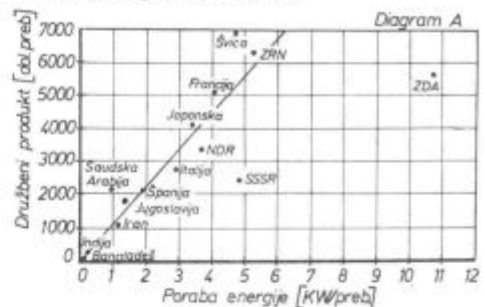
Slika 2

Svetovno gibanje cen nafte

Fig. 2

World prices of crude petroleum

Od leta 1945 industrija intenzivno uvaja nafto, ki je tudi osnova za porabo energije v široki potrošnji. Gibanje cen nafte, ki je danes najbolj iskan energetski vir, prikazuje slika 2, kjer je lepo viden skok cen po letu 1970.<sup>2</sup>

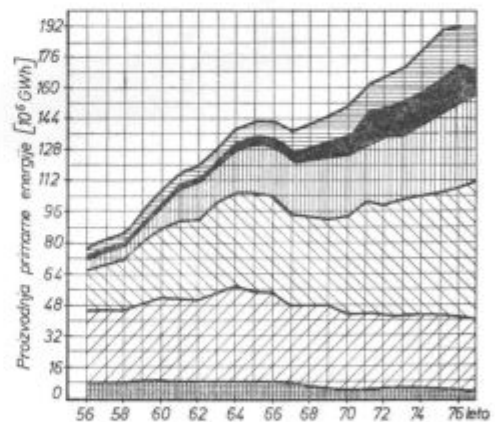


Slika 3

Svetovna specifična poraba energije na prebivalca in zveza z nacionalnim dohodkom države

Fig. 3

World specific energy consumption per capita and comparison with the national income for various countries



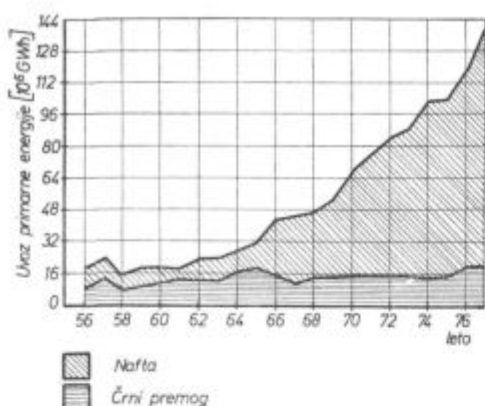
- Nafta
- Črni premog
- Vodna energija
- Lignit
- Zemljski plin
- Rjavi premog

Slika 4

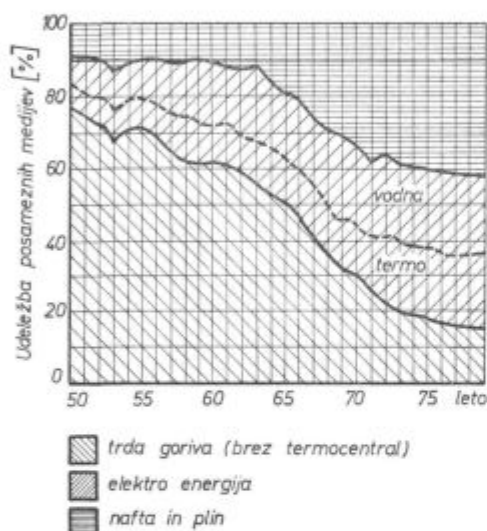
Proizvodnja primarne energije v SFRJ

Fig. 4

Yugoslav production of primary energy



Slika 5  
Uvoz primarne energije v SFRJ  
Fig. 5  
Yugoslav import of primary energy



Slika 6  
Izkoriščenost lastnih energijskih virov v SFRJ  
Fig. 6  
Efficiency of own energy sources in Yugoslavia

Razvoj naroda, nacionalnega gospodarstva neke države, je odvisen od porabe energije. Na sliki 3 je prikazana zveza med nacionalnim dohodkom na prebivalca in porabo energije na prebivalca, diagram A in B pa nazorneje kažeta, koliko je držav, kjer porabijo največ energije.

Razvoj energetike v Jugoslaviji prikazujemo na nekaj karakterističnih diagramih o proizvodnji in porabi energije v obdobju od leta 1958 dalje, ko se je začela intenzivna industrializacija države. Na sliki 4 je razvidna proizvodnja primarne energije, na sliki 5 je prikazan uvoz primarne energije v Jugoslavijo. Iz slike 4 in 5 vidimo odvisnost Jugoslavije od uvožene energije, saj uvozimo skoraj ves plin, nafto in črni premog, zelo malo pa smo naredili za boljše izkoriščanje lastnih virov, kar je vidno s slike 6.<sup>4</sup>

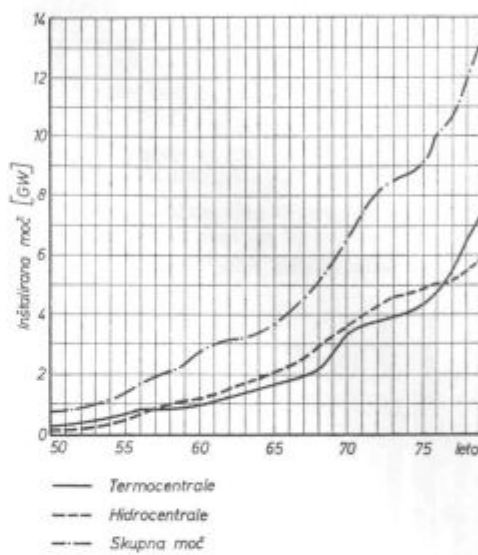
Za zagotovitev potreb po energiji so se razvijale tudi proizvodne kapacitete. Kot karakterističen podatek prikazujemo povečanje instaliranih

moči elektrarn v Jugoslaviji za obdobje od leta 1950 do 1979 (slika 7) in razvoj električne prenosne mreže (slika 8) kot najbolj razvitega energetskega sistema pri nas.<sup>5</sup>

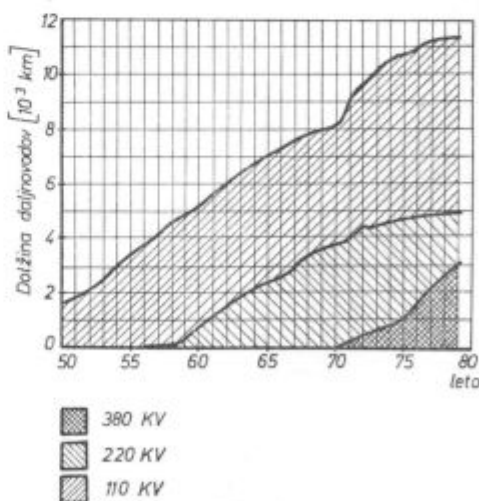
Poleg čisto energetskih podatkov so za prikaz stanja v energetiki SFRJ zanimivi tudi podatki o investicijskih vlaganjih v energetiko (slika 9) in o gibanju cen primarne energije (slika 10).

Podobno kot za SFRJ prikazujemo energetske slike za SRS na sliki 11. Slika združuje tri diagrame, ki kažejo od leta 1960 dalje slovensko proizvodnjo in porabo energije ter odvisnost naše republike na tem področju od uvoza.

Delež črne metalurgije v porabi energije v SRS prikazujemo na sliki 12, strukturo porabe v črni metalurgiji pa na sliki 13.



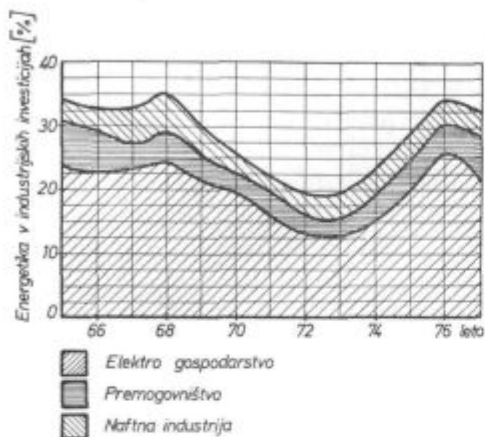
Slika 7  
Rast instaliranih moči elektrarn v SFRJ  
Fig. 7  
Growth of the increased power in Yugoslav power stations



Slika 8  
Razvoj električne prenosne mreže v SFRJ  
Fig. 8  
Development of Yugoslav electric network

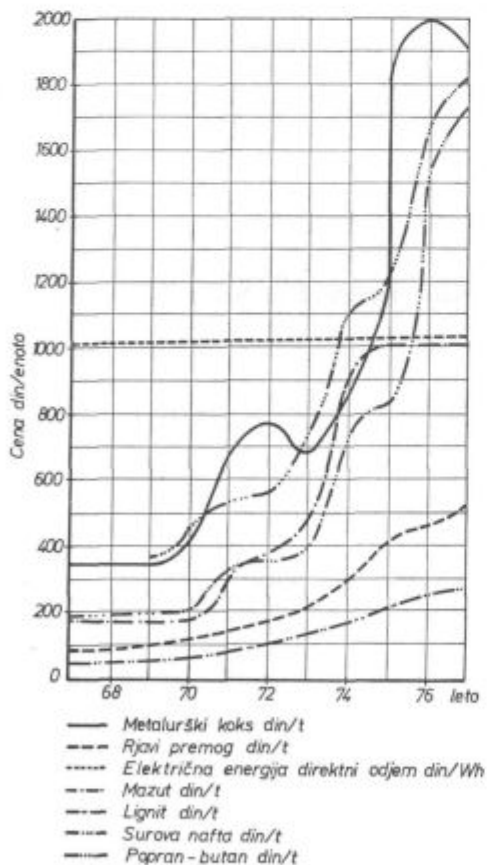
Ker nastopajo finančna vlaganja v energetiko kot omejitveni faktor, je zanimiv diagram na sliki 14, ki nam kaže, koliko smo v Sloveniji namenili sredstev za energetiko.

V posameznih tovarnah črne metalurgije so se v razvoju energetike soočili z naslednjimi težavami:

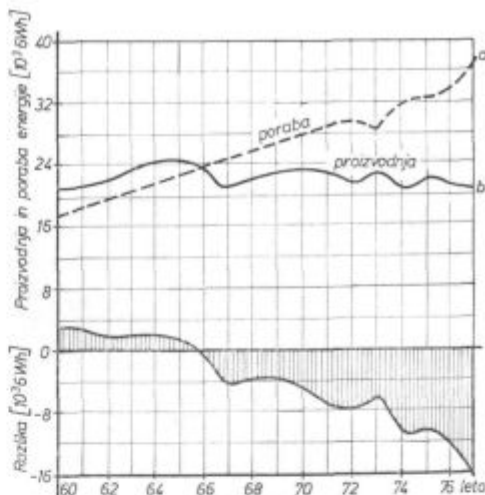


Slika 9  
Delež vlaganj v energetiko v SFRJ  
Fig. 9

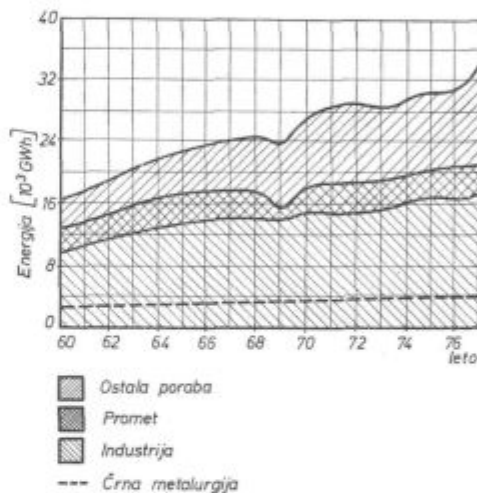
Portion of investments into Yugoslav energetics



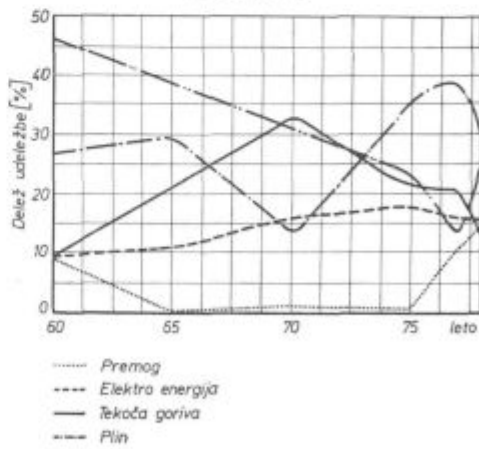
Slika 10  
Gibanje cen primarnih energijskih virov  
Fig. 10  
Prices of primary energy sources



Slika 11  
Odnos med proizvodnjo in porabo energije v SRS  
Fig. 11  
Relationship between the production and the consumption of energy in Slovenia



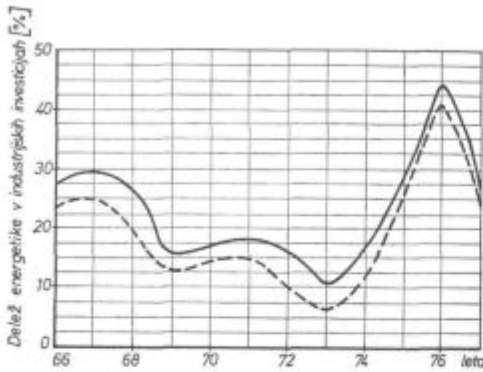
Slika 12  
Delež črne metalurgije v porabi energije v SRS  
Fig. 12  
Portion of ferrous metallurgy in the energy consumption in Slovenia



Slika 13  
Struktura porabe energije v črni metalurgiji v SRS  
Fig. 13  
Structure of the consumed energy in ferrous metallurgy of Slovenia



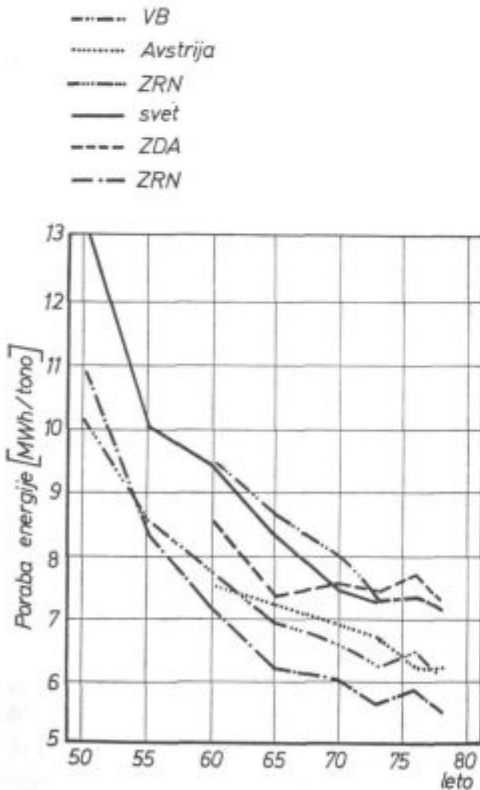
- stalna rast porabe energije,
- povečana skrb za varstvo okolja,
- omejenosti dobave energije,
- odpor ljudi proti novim energetskim napravam,
- naraščanje stroškov za energijo,
- vedno večja vlaganja za energetske naprave.



— Skupna vlaganja v energetiko  
 --- Vlaganja v elektro gospodarstvo

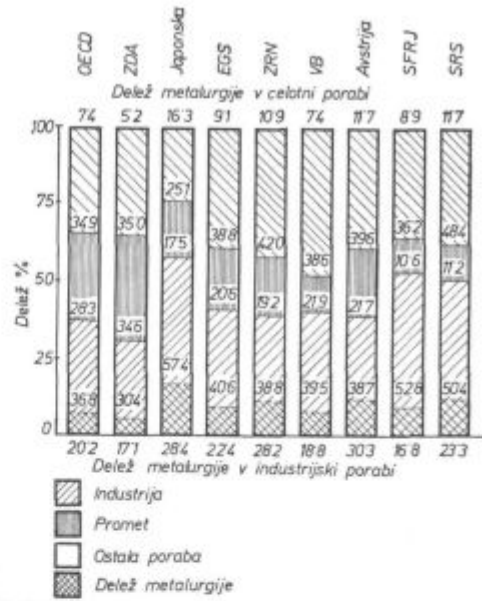
Slika 14  
 Delež vlaganj v energetiko v SRS  
 Fig. 14

Portion of investments into Slovenian energetics



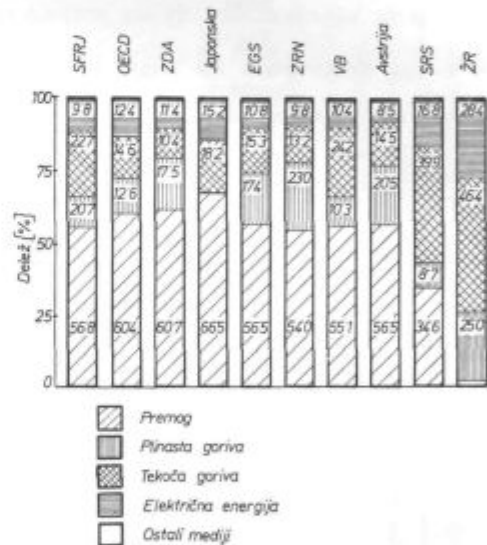
Slika 15  
 Specifična poraba energije na enoto proizvedenega jekla za nekatere države

Fig. 15  
 Specific energy consumption per unit of produced steel in some countries



Slika 16  
 Delež porabe energije v črni metalurgiji v nacionalnih gospodarstvih za leto 1977

Fig. 16  
 Portion of energy consumption in ferrous metallurgy for some national economies in 1977

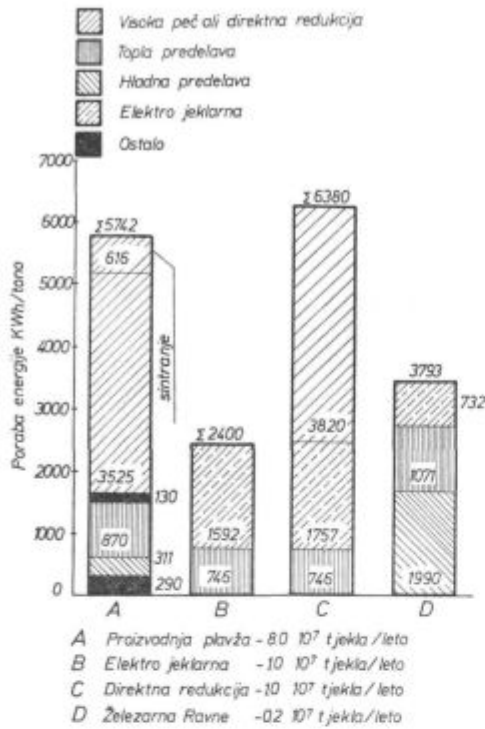


Slika 17  
 Struktura porabljenega energije v črni metalurgiji za nekatere države v leto 1977

Fig. 17  
 Structure of consumed energy in ferrous metallurgy for some countries in 1977

Različnost dosedanjega razvoja in trenutnega stanja na področju energetike prikazujemo v obliki primerjave med razvitimi državami in nami.

Najbolj reprezentativen podatek o porabi energije je specifična poraba energije na enoto proizvoda (slika 15), na kateri prikazujemo specifično porabo energije na enoto proizvodnje jekla v posameznih državah.<sup>6</sup>

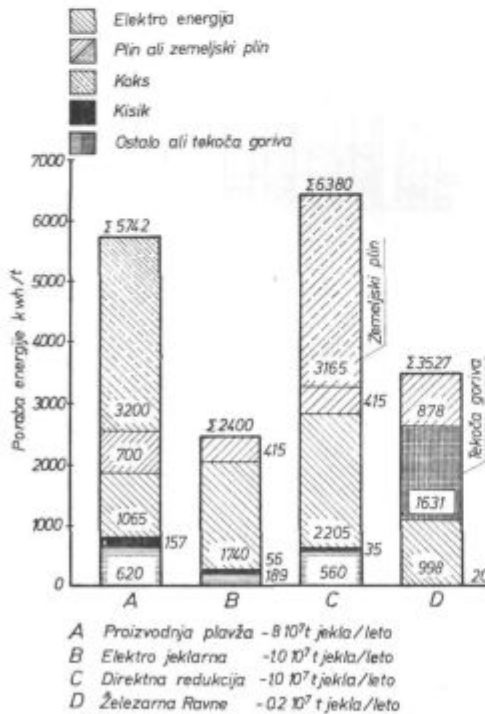


Slika 18

Specifična poraba energije za posamezne faze predelave jekla

Fig. 18

Specific energy consumption for single stages of steel working



Slika 19

Vrste uporabljene energije za posamezne tipe železarn

Fig. 19

Forms of applied energy in single types of steelworks

Delež porabljene energije v črni metalurgiji nacionalnih gospodarstev je viden na sl. 16. Zanimiva je primerjava strukture porabe energije v črni metalurgiji (slika 17).

Delež energije v posameznih fazah predelave jekla je prikazan na sliki 18, kjer primerjamo porabo energije po modelih, ki jih je izdelala komisija ISII za različne tipe jeklarn z železarno Ravne. Na sliki 19 je prikazana udeležba raznih energetskih virov za iste modele in železarno Ravne.

### 3. VARČEVALNI UKREPI V ČRNI METALURGIJI

Z varčevalnimi ukrepi moramo obravnavati vse možnosti, s katerimi lahko privarčujemo energijo ali spremenimo neugodno energetsko porabo.

Racionalna energija pomeni:

1. Ukrepi za zmanjšanje porabljene energije v določenem delu proizvodnje, izboljšanje izkoristka dovedene energije v procesu, kar je vezano na stalno izboljšanje efekta porabe energije.

2. Vračanje dela energije nazaj v proces ali tovarno. To je vezano na sisteme z daljinskim ogrevanjem, pridobivanje pare ali celo električne energije. Ta potencial lahko izkoristimo le, če imamo naprave, v katerih nimamo regenerativnega iskoriščanja toplote, ki zapišča proces.

3. Sprememba strukture porabe energije, da dosežemo prilagodljivost na energetsko situacijo in zagotovimo varno energetsko oskrbo.

V železarni Ravne se ravnamo po naslednjih ukrepih, ki spadajo v prejšnje tri skupine — tabela 1:

Varčevalni ukrepi v železarni Ravne

Tabela 1

št. ukrep	vračilni potencial kWh/tono vložka
<b>1. skupina ukrepov</b>	
1 predgrevanje zgorevalnega zraka	70—92
2 pregrevanje vložka za elektropeči	58—80
3 zvečanje stopnje izkoriščenosti peči	48
4 uvedba procesnega računalnika na peč	22—48
5 izboljšanje stanja peči (izol, vlek)	18
<b>2. skupina ukrepov</b>	
1 izkoriščanje odpadne toplote plinov	250
2 uvedba plinske turbine v dimne pline	70
3 izkoriščanje toplote žlindre	117
<b>3. skupina ukrepov</b>	
1 dvo- ali večkomponentno kurjenje	
2 kurjenje z dodatkom kisika	
3 optimizacija porabe plinske energije v sistemu železarne	

#### 4. OSNOVE VARČEVALNEGA PROGRAMA ENERGIJE

Vsako energetska varčevanje mora izhajati iz zaključkov ali analize nekega stanja in usmerjeno voditi k točno določenim ciljem.

Energetsko varčevanje v industrijskem obratu ima naslednje dobre lastnosti:

- znižanje obratovalnih stroškov,
- zmanjšanje energetske odvisnosti,
- povečanje življenjske dobe naprav,
- izboljšanje kvalitete porabe energije.

Ima pa tudi slabe strani:

- razširitev problema povečanja produktivnosti,
- relativno visoke dodatne investicije,
- negotovost uspeha,
- relativno dolga doba amortizacije naprav,
- človekovo soočenje s konfortom in navadami.

Pravo vrednost energetskega varčevanja dobimo, če ga gledamo širše, to je, kaj pomeni za skupnost. Posega na tri področja: izboljšanje ekonomike, varnost preskrbe in zaščita okolja.

Zboljšanje ekonomike se odraža v plačilni bilanci republike ali države in ima posreden vpliv na ceno nafte, ker se zniža povpraševanje po njej. Varnost oskrbe je posledica podaljšanja izrabljivosti energetskih rezerv. Zavedati se moramo, da pomeni privarčevana ena enota pri porabniku prihranek od 2 do 10 enot pri energetskem viru, odvisno od energetskega medija in transformacije energije.

Zaščita okolja je tesno povezana z uporabo energije, saj vsak energetski poseg pomeni istočasno tudi ekološko ugodnejšo sliko, čistejše dimne pline, nizko temperaturo hladilne vode, znižanje sevanja na okolico in drugo.

V začetni fazi priprav za energetska varčevanja si moramo razjasniti naslednje možnosti, ki lahko nastopijo pri izvajanju varčevanj: dejansko, negativno, vprašljivo in učinkovito varčevanje. Dejansko varčevanje je tisto varčevanje, ko z ukrepom dosežemo željeni efekt, pri tem pa ne vplivamo na pogoje v procesu, vodenje optimalne temperature v peči, znižanje temperature v sobi z 20 °C na 18 °C. Negativno varčevanje je posledica prevelikega poudarka glede prihranka energije, popolna ugasnitev gorilnikov na peči med odmorom: znižanje temperature v sobi od 20 °C na 16 °C ima za posledico dodatno kurjenje z električno pečko.

Vprašljivo varčevanje je tisto, pri katerem se pojavijo močni stranski efekti in se ne da točno vrednotiti učinka, optimalno ogrevanje vložka glede na zahteve po kvaliteti. Učinkovito varčevanje je vezano z več istočasnimi pozitivnimi efekti: regulacija atmosfere v peči s kisikovo sondo, boljše zgorevanje in znižanje izgub zgorevanja.

Med stranskimi efekti, ki pa so pomembni za uspešno izvedbo varčevalnega programa, je tudi psihološki vidik, ki izhaja iz narave človeka, da naredi samo tisto, kar je zahtevano. Zato je uspeh varčevalnega programa odvisen od tega, kako ljudem prikažemo nujnost varčevanja, kar pa pomeni, da se mora ustvariti team, ki izpolnjuje naslednje pogoje:

- vodja projekta in sodelavci morajo verjeti v projekt in upati v uspeh,
- vedno znova se mora ponavljati prednost varčevalnega programa,
- ukrepati je potrebno takoj, ko se pojavijo odstopanja, ki vplivajo na spremembo ciljev varčevanja.

Varčevanje se ne more obravnavati ločeno od skupnosti, v kateri živimo. Delovna organizacija mora uskladiti svojo energetska politiko skladno s težnjami republike in države. Pri tem mora priti do obojestranskega sodelovanja in pomoči.

Energetski program v delovni organizaciji se mora izvesti v štirih fazah, kjer posamezne faze določimo po investicijskih vlaganjih in časovni realizaciji programa. Pristop k razdelitvi in izvedbi programa za posamezno fazo razbijemo na deset stopenj. Velja splošen princip, da se mora obvezno izvesti vsaka faza in stopnja, ker le tako je zagotovljen uspeh varčevalnega programa.

Varčevalni program delovne organizacije obsega naslednje faze:

1. faza: Organizacijski posegi, čas izvedbe v manj kot enem letu.
2. faza: Investicije se amortizirajo v enem letu, čas trajanja investicije do dveh let.
3. faza: Investicije, ki se amortizirajo v daljši dobi, do 10 let, čas izvedbe investicije do dveh let.
4. faza: Konsolidacija, ki traja od začetka delovanja naprej.

Prva faza ne zahteva nobenega investiranja in jo je praviloma možno izpeljati takoj. Ti ukrepi posegajo na področje porabnikov in proizvajalcev energije in prihranek dosežemo samo z organizacijskimi in obratovalnimi posegi. Če nam uspe posluževalca peči prepričati, da stalno bdi nad pečjo, spremlja pravilnost delovanja regulacije, zapiranje odprtih na peči in kontrolo, nam je zagotovljen prihranek do 5 % dovedene energije, odvisno od vrste in stanja peči.

Druga faza zajema že tiste ukrepe, za katere moramo nekaj investirati. Ločimo dva primera teh ukrepov: ukrepi, ki zahtevajo minimalne investicije, in ukrepi, ki prinesejo velike prihranke energije, ker se nam oboji amortizirajo v zelo kratkem času. Zamenjava ročne regulacije na peči z avtomatsko spada v prvo skupino, dodatna toplotna izolacija stavbe pa v drugo.

Tretja faza pomeni spremembo določenega energetskega sistema ali dograditev dodatnih naprav. Za takšne investicije je potrebno veliko sredstev in dobro izdelan program, kako upravičiti

gradnjo. Zadnja faza pomeni v bistvu ohranjanje ali izboljševanje dobljenega energetskega stanja.

Velja pravilo, da varčevanje opravljamo postopno, od prve do zadnje faze z vso strpnostjo, eksaktnostjo in dobro pripravljenostjo. Pri tem pa sta prva in zadnja faza odločujoča za naš uspeh. V prvi pripravimo ljudi na varčevanje, v zadnji pa moramo ljudi obdržati na strokovno in delovno višji stopnji.

Vsako fazo praviloma razbijemo na naslednje stopnje:

a) Definiranje projektne naloge:  
 — opis ukrepa, določitev začetka energetskega programa,  
 — določitev mej ukrepa, pozitivni prihranki in slabosti,  
 — definicija ciljev programa in potek vračanja kapitala ustrezne investicije za energetske program.

b) Izbira teama:

- vodja projekta in inženirji,
- vodje obratov in uporabniki,
- pomoč zunanjih sodelavcev.

c) Analiza obstoječega stanja:

- obdelava podatkov o porabi energije,
- ugotovitve o delu naprav in ljudi,
- primerjava s sorodnimi napravami po specifični porabi ali učinku.

d) Ovrednotenje ciljev:

- določitev kratkotrajnih in dolgotrajnih ciljev,
- nova določitev pogojev, normativov.

e) Preizkus varčevalnih ukrepov:

- uporaba testirnih listov,
- razgovor o rezultatih,
- ne zajeti samo velike prihranke; mali prihranki nam pomenijo pogoj za večji uspeh.

f) Oceno prihranka:

- praviloma se naj prihranek energije ocenjuje v prihranku energije in ne dinarski vrednosti,
- realnost ocenitve prihranka, ker se pri več sočasnih efekti prihrank ne seštevajo.

g) Ocena investicije:

- upoštevati vse konsekvence,
- ocenitev učinka na produkt, osebe in okolico,
- realnost investicij, ker se za kompleksnejši varčevalni ukrep investicije ne seštevajo.

h) Določitev prednosti:

- potrditev prednosti, določenih v projektni nalogi,
- določitev kratkoročnega in dolgoročnega programa.

i) Izvedba programa varčevanja:

- priprava varčevalnega programa,
- priprava porabnikov na spremembe,
- možnost fleksibilnosti pri izvedbi programa.

j) Zasedovanje prihrankov:

- ugotovitev učinkovitih prihrankov in stroškov,
- primerjava s cilji,
- prehod na naslednjo stopnjo v programu,
- skrb, da se ohranja dobljeno stanje.

## 5. VARČEVALNI PROGRAM V ŽELEZARNI RAVNE

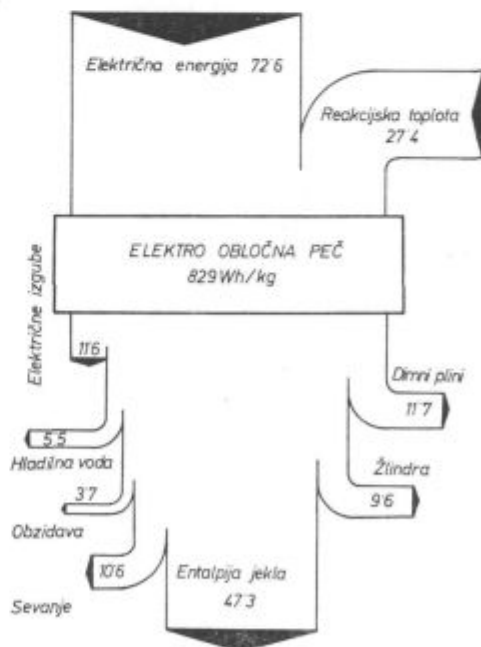
Praktična izvedba varčevalnega programa v delovnih organizacijah zahteva širši pristop obravnavanja te problematike, ker je potrebno poleg reševanja tehničnih problemov upoštevati še samoupravno dogovarjanje in informiranje.

V železarni Ravne imamo naslednje karakteristične porabnike različne kvalitete energije, za katere bomo prikazali velikost energetskega prihranka, kot primer pestrosti reševanja energetike v črni metalurgiji.

Kot tipične predstavnike izberemo 40-tonsko elektropeč, ogrevno peč, kurjeno z mazutom, in ogrevanje hale.

Za 40-tonsko elektropeč prikazujemo na sliki 20 potek energije; podatki so dobljeni na osnovi meritev.<sup>7</sup>

Dovedena energija je elektroenergija in reakcijska toplota v razmerju 3/4 proti 1/4. Odvedeno



Slika 20  
 Tok energije za 40 t elektro peč  
 Fig. 20  
 Energy flowsheet for 40 ton electric arc furnace



energijo razdelimo v tri skupine: koristno energijo, odpadno energijo, ki se da dalje izkoriščati ter odpadno energijo, ki se ne da koristno uporabiti. Koristno dovedena energija je toplota, ki zapusti proces z izlivom jekla, te je 47,3 %. Izkoristljiva odpadna energija je energija dimnih plinov 11,7 % in energija hladilne vode 5,5 %, medtem ko tretjo skupino tvorijo energija žlindre 9,6 %, sevalne izgube 10,6 % in izgube toplote skozi steno 3,7 %.

Toploto dimnih plinov je možno koristno uporabiti za predgrevanje vložka. Z vodenim pretokom dimnih plinov skozi vložek se le-ta predgreje za okoli 300 °C, kar pomeni približno 50 % izkoriščenost energije dimnih plinov. Hladilna voda se da izkoristiti za ogrevanje higienske tople vode, izkoriščanje nizkotemperaturnega potenciala energije. Pri 75 % izkoriščenosti izmenjave toplote ogrejemo higiensko toplo vodo za potrebe jeklarne za 60 °C.

Energija žlindre je izguba, ki jo tehnično težko koristno znižamo, medtem ko na sevalne izgube lahko vplivamo z boljšo organizacijo dela. Če nam uspe skrajšati čase odprtja za 25 %, to pomeni znižanje izgub za 2,9 %.

Zadnje izgube, izgube skozi stene, so odvisne od kvalitete izolacije. Z znižanjem zunanjih temperatur sten peči za 100 °C dobimo za 2,0 % manjše izgube.

Na sliki 21 prikazujemo novi diagram, kako poteka energija z upoštevanjem varčevalnih posegov. Iz diagrama je viden prihranek pri elektroenergiji, ki znaša 10 %.

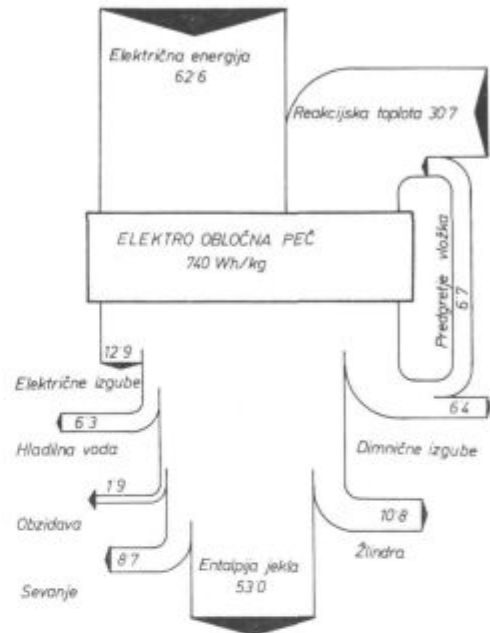
Potek energije za OFAG peč, kurjeno s tekočim gorivom, prikazujemo na sliki 22.<sup>8</sup>

Dovedena energija sestoji iz energije goriva 90,0 %, entalpije goriva 0,4 % in zraka 1,7 % ter energije, ki jo dovedemo z vložkom 0,7 %. Precejšen delež dovedene energije predstavlja oksidacijska toplota 7,2 %. Koristni del odvedene toplote je energija vložka 43,0 %, toplotne izgube pa so entalpija dimnih plinov 46,9 %, izgube skozi stene in strop 4,4 %. Pri samem delu peči imamo tudi izgube zaradi nasesavanja dodatnega zraka skozi odprtine, kar nam tudi slabša izkoristek peči, ni pa direktno merljiv. V tem primeru lahko koristno uporabimo toploto dimnih plinov, znižamo toplotne izgube skozi stene in strop in vplivamo na zmanjšanje deleža nekontroliranega nasesovanja zraka.

Z vgraditvijo toplotnih izmenjevalcev v dimne kanale izkoristimo toploto odpadnih dimnih plinov za pridobivanje mokre vodne pare in delno predgrevanje zraka. Iz navedenega sistema se prenese 60 % energije na mokro paro, 25 % za predgrevanje zraka in samo 15 % so izgube dimnih plinov.

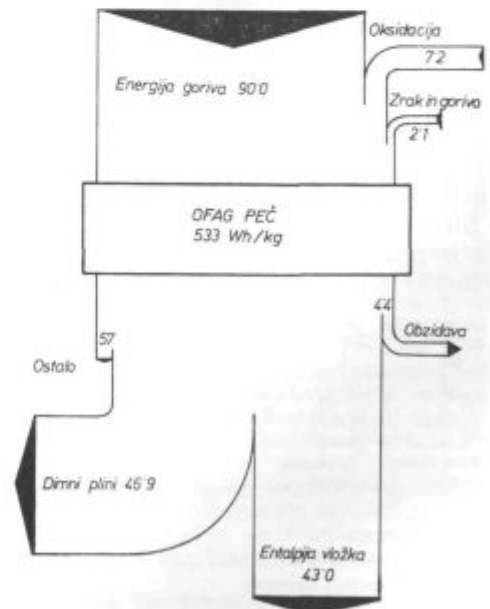
S kvalitetnejšo izolacijo je možno znižati zunanjo temperaturo sten peči in s tem izgube skozi stene. Pri izolaciji, ki nam zniža temperaturo zu-

nanjih obodnih sten na 80 °C in stropa na 100 °C, se zmanjšajo izgube toplote skozi stene za 25 %. Delež nekontroliranega zraka je izredno visok in nam povzroča zniževanje temperature peči, ker se mora določen del dovedene energije porabiti za ogrevanje te količine zraka, kar v toplotni bilanci ni direktno zajeto.



Slika 21  
Tok energije za 40 t elektro peč z upoštevanjem varčevalnih posegov

Fig. 21  
Energy flowsheet for 40 ton electric arc furnace, considering the saving measures

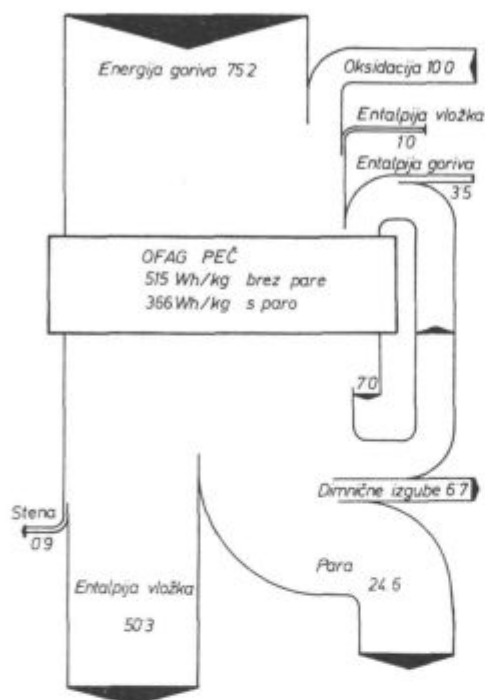


Slika 22  
Tok energije za OFAG peč

Fig. 22  
Energy flowsheet for OFAG furnace



Direktni prihranek dovedene energije znaša 8,3 %, medtem ko je celotni prihranek 52,1 %, gledano na celotno porabo v železarni, ker se nam zaradi pridobljene pare zniža v parnih kotlih poraba mazuta. Potek energije je viden na sliki 23.



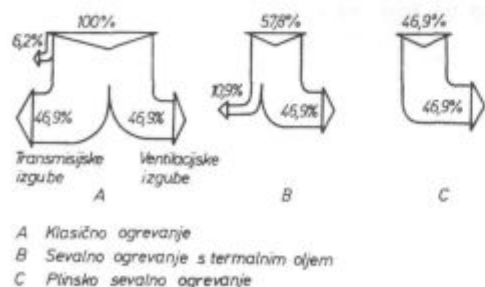
Slika 23

Tok energije za OFAG peč z upoštevanjem varčevalnih posegov

Fig. 23

Energy flowsheet for OFAG furnace, considering the saving measures

Na koncu si oglejmo specifičen primer ogrevanja hale, v kateri so delovna mesta zelo dispergirana. Hala je namenjena za metalurško dejavnost. V splošnem moramo pokrivati pri ogrevanju hale transmisijske in ventilacijske izgube, ki so v našem primeru zaradi tehnološkega odvoda zraka skozi filtre zelo visoke, tako da je potrebna dovedena energija sestavljena iz 50 % transmisijskih izgub in 50 % ventilacijskih izgub.



Slika 24

Tok energije za različne načine ogrevanja metalurške hale

Fig. 24

Energy flowsheet for various methods of heating the plant building

Za take primere imamo dve možnosti ogrevanja hale, klasično s kaloriferji in sevalno, kjer lahko uporabljamo kot ogrevani medij mazut, oziroma zemeljski plin. S klasičnim načinom ogrevanja moramo pokriti oboje toplotne izgube, kar je 100 % porabe primarne energije.

Z drugima dvema načinoma pokriva samo transmisijski del izgub, toplota s sevanjem se dojava na točno določeno mesto tako, da ni treba ogrevati tudi mrtvih in tehnološko nefunkcionalnih delov hale. Pri sevalnem načinu ogrevanja, kjer je prenosni medij termalno olje, ki se ogreva v posebnem kotlu, moramo upoštevati izkoristek kotla in izgube toplote v cevovodih, tako da znaša poraba primarnega goriva 57,8 % klasičnega sistema. Najugodnejša varianta je plinsko sevalno ogrevanje, pri katerem znaša poraba primarnega goriva samo 46,9 % klasične variante. Primerjava je vidna na sliki 24.

Funkcija varčevalnega programa je iz navedenih primerov jasno opredeljena in usmerjena po prej opisanih točkah. Varčevalni program v delovni organizaciji železarne Ravne je zasnovan na samoupravnem dogovoru o ukrepih in aktivnostih za zagotovitev racionalnega pridobivanja, pretvarjanja, transporta in porabe energije, ki so ga po samoupravni poti sprejele vse temeljne organizacije.

Sestavna dela sporazuma sta varčevalni program in vsakoletna analiza porabljene energije. Z varčevalnim programom so določene dolgoročne naloge, ki jih vsako leto glede na možnosti in stanje v energetiki še podrobneje opišemo, to je delovni varčevalni program za določeno leto. Letna analiza porabljene energije nam pove, kako smo realizirali zastavljene naloge v tekočem letu.

Začetni rezultati kažejo tendenco zniževanja porabljene energije, kar je odraz določenih ukrepov v obratih. Pravi rezultati zastavljenega programa bodo vidni v nekaj letih, ko bo na razpolago več podatkov, s katerimi bo možno realno oceniti prihranek energije.

## 6. ZAKLJUČEK

Reševanje energetskih problemov v železarni je vezano na splošno energetsko situacijo v Jugoslaviji in Sloveniji. Z vse večjim poudarkom na varčevanju energije je potrebno tem akcijam dati pravo mesto in vlogo v oblikovanju energetske politike.

Izhodišče varčevanja je dosedanja razvojna pot energetike, kar smo prikazali na začetku. Tako v SFRJ kot SRS smo intenzivno uvajali nafto, oziroma njene derivate. S tem se je večala uvozna odvisnost, kar je še posebno izrazito pri slovenski črni metalurgiji, ki je velik porabnik energije. Taka usmeritev je bila do določene dobe popolnoma upravičena, saj se je uvajala nova učinkovitejša tehnologija, za katero je bila na razpolago ceneno

gorivo in je omogočala večjo storilnost agregatov. Zelo se je izboljšala ekološka slika okolice, v primerjavi s premogom pa ima enostavnejšo dobavo, skladiščenje in izvedbo uporabe na posameznih agregatih.

Podobne usmeritve imajo tudi ostale države, oziroma njihova črna metalurgija, z določenimi odstopanji, ki so posledica njihove tradicionalnosti. Sedaj smo prišli v tako fazo razvoja energetike, ko se zavedamo, da se tako ne bo možno več razvijati. Ponovno se bo začel uvajati premog in nove tehnologije. Realnost njihove uvedbe se napoveduje okoli leta 2000, do takrat pa je potrebno v delovnih organizacijah storiti vse, da bo njihova uvedba čim bolj učinkovita.

Varčevanje z energijo v najširšem smislu je začetek akcije uvedbe novih tehnologij, ker nam omogoča z manjšo porabo primarne energije daljšati dobo trošenja klasičnih goriv, hkrati pa v proizvodne procese uvaja racionalnejše in zahtevnejše sisteme izkoriščanja primarne energije.

Energetsko varčevanje mora biti zasnovano z dolgoročno jasnimi cilji, pri tem pa je potrebno upoštevati specifično delovanje naprave ali tehnološkega procesa, za katerega delamo program energetskega varčevanja. Preden se lotimo izdelave programa za energetske varčevanje, moramo pretehtati vse možne učinke, ki lahko nastanejo, izdelan pa mora biti po določeni metodologiji, njegova uvedba pa se mora izvesti v fazah. Za železarno

Ravne smo opisali nekaj karakterističnih porabnikov energije in možnosti znižanja porabe primarne energije. Osnova varčevalne akcije je samoupravni dogovor o racionalni porabi energije, v katerem smo določili dolgoročne ukrepe. Letni kratkoročni ukrepi se definirajo na osnovi začrtane dolgoročne poti glede na omejitvene dejavnike: doseženo stanje, finančne možnosti, kritičnost oskrbe in možnost izvedbe.

#### Literatura

1. P. Penczynski: Energie — Voraussetzung für wirtschaftliche und soziale Entwicklung  
Elektrowärme in Technischen Ausbau, 3 B (1980) Nr. 1.
2. Kiss N., Mahon H., Leimer H.: Energiesparen jetzt!  
Bauverlag GmbH, Wiesbaden und Berlin, 1978.
3. Olson E.: Energie und Transporte, Asea Zeitschrift, 1980 25, H 2.
4. Statistični koledar SFRJ.
5. Razvoj energetike Jugoslavije, posvetovanje, Opatija 1980.
6. Hiebler H.: Angebot, Bedarf und Einsatz von Energie für die Eisen- und Stahlherstellung, Oesterreichischen Eisenhüttenfestes 1980, Leoben.
7. Pavlin F. s sodelavci: Studija meritev in regulacij toplotničnih veličin pri avtomatizaciji metalurških peči. Poročilo MI, Ljubljana, I. del, 1978, Ljubljana.
8. Pavlin F. s sodelavci: Studija meritev in regulacij toplotnotehničnih veličin pri avtomatizaciji metalurških peči. Poročilo MI, Ljubljana, II. del, 1979, Ljubljana.

#### ZUSAMMENFASSUNG

Die Lösung der Energiewirtschaftlichen Probleme ist von der allgemeinen energiewirtschaftlichen Lage in Jugoslawien und in Slowenien abhängig. Mit immer grösserer Bedeutung der Energiesparkunst ist dieser Tätigkeit eine richtige Rolle beim Kreieren der Energiewirtschaftlichen Politik zu geben.

Der Ausgangspunkt der Sparkunst ist der bisherige Entwicklungsweg der Energiewirtschaft, was am Anfang gezeigt wird.

Sowohl in der SFRJ wie auch in der SRS hat man intensiv Erdöl bzw. deren Derivate eingeführt. Dadurch war die Einfuhrabhängigkeit immer grösser, was ausgesprochen für die Slowenische Hüttenindustrie als grossen Energieverbraucher massgeblich ist. Eine solche Richtung war bis zu einer gewissen Zeit vollkommen berechtigt, denn sie ermöglichte die Einführung neuer Technologie auf Grund der billigen Brennstoffe und hatte eine Leistungssteigerung der Anlagen zur Folge. Die Umweltbedingungen haben sich verbessert und im Vergleich mit der Kohle waren besonders die Zulieferung, die Lagerung und die Anwendung an einzelnen Anwendungsplätzen einfacher.

Ähnliche Entwicklungsrichtungen gelten auch für andere Staaten bzw. für ihre Hüttenindustrie mit bestimmten Abweichungen die mehr oder weniger eine Folge der Tradition sind. Wir befinden uns nun in einer solchen Entwicklungsphase der Energiewirtschaft, wo uns klar geworden ist, dass ein solcher Entwicklungsweg nicht mehr möglich ist. Kohle und neue Technologie wird wieder eingeführt. Die Einführung dieser Technologie wird

wie vorausgesagt real um die Jahrtausendwende möglich. Bis dahin wird es nötig in den Betrieben alles zu tun um die Einführung effektiv zu machen.

Energiesparen im weitesten Sinne ist der Anfang der Tätigkeit der Einführung neuer Technologien, da sich einerseits durch kleineren Verbrauch der Primärenergie der Zeitraum der Anwendung klassischer Brennstoffe verlängern wird, und andererseits werden die Produktionsprozesse rationaler und anspruchsvoller dem System der Ausbeutung der Primärenergie angepasst.

Energiesparen soll auf langfristigen klaren Zielen basieren, jedoch muss dabei spezifische Arbeitsweise der Anlage oder des technologischen Prozesses berücksichtigt werden, für welchen ein Programm für Energiesparen gemacht wird.

Bevor wir uns auf ein Sparprogramm einlassen, müssen alle möglichen Effekte gründlich durchdacht werden, das Programm muss nach einer bestimmten Methodologie ausgearbeitet werden und seine Einführung soll in Phasen erfolgen.

Für das Hüttenwerk Ravne werden einige charakteristischen Energieverbraucher und die Möglichkeit der Verminderung des Verbrauches an Primärenergie beschrieben. Die langfristigen Massnahmen sind bestimmt worden.

Die jährlichen kurzfristigen Massnahmen sind auf Grund der geplanten langfristigen Massnahmen in Abhängigkeit von den Begrenzungsfaktoren, des erreichten Zustandes, der finanziellen Möglichkeit, der kritischen Versorgung und Ausführungsmöglichkeiten bestimmt worden.

## SUMMARY

Solution of energy problems in closely connected to the energy situation in Yugoslavia and Slovenia. All greater emphasis on the energy economy must be the basis for the actions inside the energy economy politics.

Basis for the economy is the development in energetics till now which is presented in the beginning of the paper. Fuel oils were intensively applied in Yugoslavia and in Slovenia. Thus the degree of the dependence on import increased which is especially pronounced in Slovenian ferrous metallurgy being a big consumer of energy. Such a trend was quite justified to a certain period since it enabled the introduction of more effective technology based on cheap fuel and thus higher outputs were achieved. Also environmental protection was improved. Supply, handling, storing and applying fuel oil is simpler than the same operations with coal.

Similar trends were evident also in the other countries or in their metallurgy with some variations as the consequence of their traditionality. Now such a stage of development in energetics was reached that the past trend cannot be continued. Again coal and new technologies will be introduced. Reality of their introduction can be

expected about year 2000 but in the meantime working organizations must prepare conditions for their effective introduction. Energy economy in the broadest sense means the introduction of new technologies which will consume less energy and will be more rational, and thus the reserves of primary energy will last longer.

Energy economy must be based on long-term and clear aims taking in account the characteristics of the operation of equipment and of the technological processes which are to be economized.

Before starting with the energy economy program, all the effects must be considered, methodology must be chosen, but the introduction must take place in stages.

Some characteristic energy consumers in Ravne Steelworks were described with the possibility to reduce the consumption of primary energy introducing long-term measures.

Short-term yearly measures are to be defined inside the planned long-term development trend based on limiting factors, achieved state, financial possibilities, possible supplies, and possibilities of the realization.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Решение энергетических проблем находится в общем в непосредственной связи с общей энергетической ситуацией в Югославии и в Словении. Необходимо подчеркнуть важность сбережения энергии и, в с этим связи мерами выставить в первую очередь значение отн. роль энергетической политики.

Исходной пункт экономики представляет существовавший до сих пор путь развития энергетики. В ФНРЮ, а также в ФР Словении это выражалось в интенсивном введении нефти отн. ее дериватов. Таким образом увеличивалась зависимость от импорта, что особенно выражалась при черной металлургии Словении, которая представляет собой крупного вспомогательного потребителя энергии. Такая ориентация была до определенного периода времени вполне оправдана, так как вводилась новая более эффективная технология, для которой было в распоряжении дешевое топливо, которое давало возможность увеличить мощность агрегатов. Значительно улучшалась экологическая картина, а при сравнении с углем облучена поставка, хранение на складе выпаление применения жидкого топлива на отдельных точках.

Подобные ориентации имеют также остальные страны, отн. их черная металлургия с некоторыми отступлениями, которые происходят из ихней традиционности. Теперь же мы находимся в такой фазе развития энергетики, что продолжение существующего развития больше неприемлемо. Снова будет введен уголь и новая технология. Повидимому реализация этих изменений произойдет около — 2000 года. До того времени надо будет во всех организациях труда приготовить все необходимое, чтобы их применение было чем эффективнее.

Экономия энергии в широком смысле представляет начало акций для введения новой технологии, так как с одной стороны это нам даст возможность уменьшить расходы первичной энергии и с этим продолжить период затраты классического горючего, с другой же стороны вести отн. вводить процессы производства более требовательные и более рациональные в системе использования первичной энергии.

Экономия энергии должна быть разработана на основании ясных долгосрочных целей; надо иметь во внимании специфичность агрегата, также особенности технологического процесса, для которого разрабатывается программа для сбережения энергии.

Прежде чем приступить к приготовлению программы сбережения энергии надо учитывать все возможные влияния, которые могут возникнуть; программа же должна быть разработана по определенной методике, а ее реализация должна выполняться по фазам.

В отношении металлургического завода Железарна Равне дано описание некоторых типичных потребителей энергии и возможности уменьшения расхода первичной энергии, причем определены долгосрочные меры.

Годовые краткосрочные меры определяются на основании долгосрочной программы, зная во внимание обстоятельства ограничения, полученную ситуацию, денежные средства, отн. возможности финансирования, критичность снабжения и возможности выполнения программы.

# Afinacija kontinuirno vlitega cementacijskega jekla Č 4320 z niobijem in vanadijem

UDK: 621.746.047:669.14.018.298  
ASM/SLA: D9-q, Ay-b, V, Nb

F. Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič in D. Gnidovec

## II. DEL: IZDELAVA IN PREISKAVA INDUSTRIJSKEGA JEKLA

### 1. PROGRAM DELA

Za delo je bil določen naslednji program:

— izdelava preizkusne šarže cementacijskega jekla Č 4320 z najmanj 0,02 % Nb;

— kontrola ponašanja jekla pri ulivanju, da bi ugotovili, ali dodatek niobija zaznavno vpliva na livnost in druge za ulivanje pomembne lastnosti jeklene taline;

— preiskava litih gredic; naš namen je bil oceniti, ali niobij vpliva na kristalizacijsko strukturo jekla;

— valjanje jekla in opredelitev vpliva začetne in končne temperature valjanja;

— mehanske preiskave jekla,

— mikrostrukturne preiskave jekla s posebnim poudarkom na velikosti in stabilnosti avstenitnih zrn.

V tabeli 1 je prikazana sestava preizkusne šarže in sestava dveh jekel istega tipa, ki sta bili izdelani v različnih železarnah in uporabljeni za primerjavo. V obeh primerjalnih jeklih najdemo kot afinator topni aluminij. V vseh jeklih najdemo tudi vanadij, vendar v premajhni količini, da bi lahko učinkovito deloval kot afinator.

Tabela 1: Sestava jekel

Jeklo	Element v %									
	C	Mn	Si	Cr	S	P	Al	N	Nb	V
A	0,14	1,0	0,26	0,85	0,019	0,015	0,002	0,0078	0,02	0,03
B	0,14	1,05	0,28	0,84	0,007	0,014	0,028	0,015	pod 0,005	0,009
C	0,15	1,19	0,33	0,97	0,016	0,027	0,036	0,012	0,005	0,02

A je preizkusno jeklo, izdelano in kontinuirno ulito v železarni Štore (šarža 7145 iz leta 1978)  
B in C sta primerjalni elektrojekli iz dveh različnih železarn

V programu dela je bilo predvideno, da bomo izdelali več industrijskih šarž in tako opredelili najmanjši za učinkovito afinacijo potrebni dodatek niobija. Vendar se je to pokazalo kot nepotrebno in ulita je bila samo ena šarža, izsledki s te šarže in laboratorijskega dela namreč omogočajo, da z gotovostjo opredelimo spodnji učinkoviti dodatek niobija.

## 2. REZULTATI

### 2.1 Izdelava in ulivanje jekla

Jeklo Č 4320 je bilo izdelano po standardnem postopku, ki je vpeljan v železarni Štore. Niobij je bil dodan v obliki zlitine niobij tantal s 60 % Nb v ponovco. V jeklu najdemo skoraj ves dodani niobij.

Opazovanja pri ulivanju jekla niso pokazala nobenih anormalnosti v primerjavi z jekli enake vrste.

### 2.2 Kristalizacijska struktura jekla

Iz dveh žil sta bili izrezani ploščici, na njih pripravljene Baumannovi odtisi in izvršeno globoko jedkanje. Primerjava enega in drugega s kristalizacijsko strukturo iste vrste jekla, ki je bilo tudi izdelano in ulito v Štore,<sup>9</sup> ne pokaže opaznih razlik.

### 2.3 Valjanje jekla

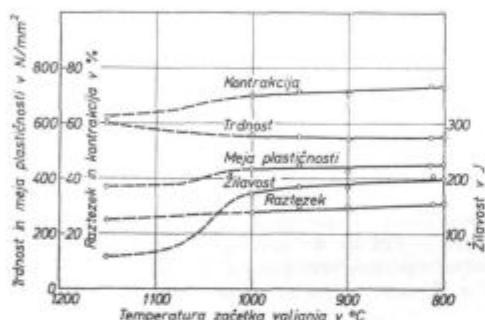
Pred valjanjem so bile gredice ogrete na temperaturo 1150 °C. Temperatura valjanja je bila izmerjena po prvem vtiku. S tem so se zmanjšale napake zaradi zaškajane površine. Začetna temperatura valjanja je bila med 1150 °C (to je normalna



temperatura začetka valjanja) in 800 °C. Končna temperatura valjanja med 980 in 800 °C je bila izmerjena po zadnjem vtiku. Enaka začetna in končna temperatura valjanja 800 °C pomeni, da nadomesti toplota, ustvarjena z energično redukcijo med valjanjem, izgubo zaradi ohlajanja jekla, če je začetna temperatura valjanja zadosti nizka. Med valjanjem ni bilo posebnosti.

### 2.4 Mehanske preiskave jekla

Jeklo je bilo preiskano v valjanem in normaliziranem stanju. Na sliki 1 so prikazane odvisnosti med temperaturo začetka valjanja in mejo plastičnosti, trdnostjo, raztezkom, kontrakcijo in žilavostjo jekla. Na sliki 2 so prikazane iste lastnosti v odvisnosti od temperature konca valjanja. V obeh primerih se pokaže, da v valjanem stanju visoka temperatura začetka in konca valjanja nekoliko povečuje trdnost in zmanjša vse druge lastnosti, še posebej žilavost. Razlago za to gre iskati v mikrostrukturi, o kateri bomo razpravljali kasneje.

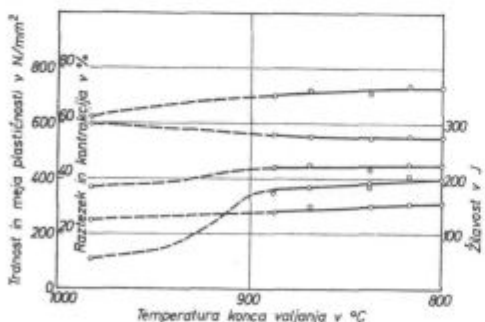


Slika 1

Jeklo A. Odvisnost med temperaturo začetka valjanja in mehanskimi lastnostmi jekla v valjanem stanju

Fig. 1

Steel A. Relationship between the temperature of the initial rolling and the mechanical properties of as rolled steel



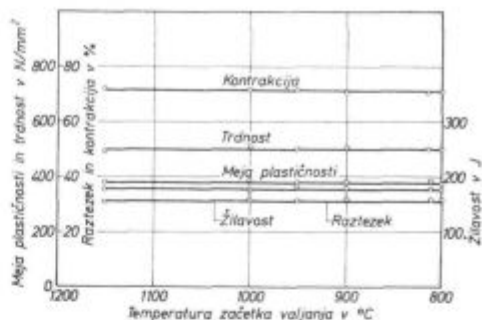
Slika 2

Jeklo A. Odvisnost med temperaturo konca valjanja in mehanskimi lastnostmi jekla v valjanem stanju.

Fig. 2

Steel A. Relationship between the temperature of the final rolling and the mechanical properties of as rolled steel

Na slikah 3 in 4 so prikazane lastnosti normaliziranega jekla (temperatura normalizacije 920 °C) v odvisnosti od temperature začetka in konca va-

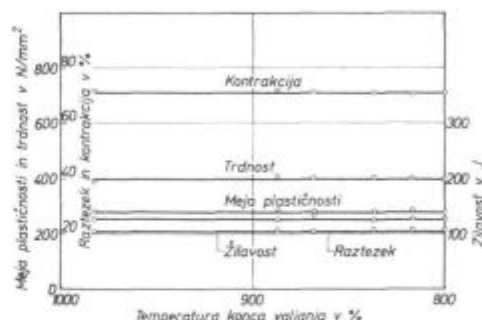


Slika 3

Jeklo A. Odvisnost med temperaturo začetka valjanja in mehanskimi lastnostmi jekla v normaliziranem stanju

Fig. 3

Steel A. Relationship between the temperature of the initial rolling and the mechanical properties of as normalized steel



Slika 4

Jeklo A. Odvisnost med temperaturo konca valjanja in mehanskimi lastnostmi jekla v normaliziranem stanju

Fig. 4

Steel A. Relationship between the temperature of the final rolling and the mechanical properties of as normalized steel

ljanja. V obeh primerih se jasno pokaže, da temperatura valjanja nima nobenega vpliva na lastnosti jekla v normaliziranem stanju. Tudi o tej ugotovitvi bomo razpravljali v nadaljevanju.

### 2.5 Mikroskopske preiskave

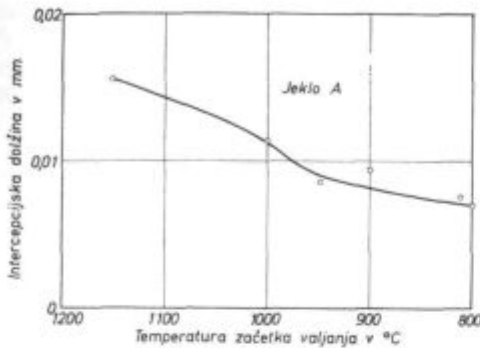
#### 2.5.1 Valjano stanje

Na vzorcih valjanega jekla smo določili velikost zrn ferita in perlita, oz. bajnita po metodi linearne intercepcije. Po tej metodi se določa povprečni idealiziran premer zrn mikrostrukture. Ta premer je sorazmeren velikosti zrn, ki jo določamo po primerjalnih tabelah, na primer velikosti po tabeli ASTM.

V slikah 5 in 6 je intercepcijska dolžina prikazana v odvisnosti od začetne in končne temperature valjanja. Obe odvisnosti sta praktično identični in kažeta, da temperatura predelave vpliva na zrnatost mikrostrukture valjanega jekla. Intercepcijska dolžina se zmanjšuje hitreje do približno ca 950 °C, kot pod njo. Vendar je pomembna predvsem končna temperatura valjanja in je zato važna ugotovitev, da se velikost zrn hitreje zmanjšuje do končne temperature valjanja ca 900 °C, kot pod to temperaturo.



Približno pri 950 °C nastajajo najhitreje izločki niobijevega karbonitrida v deformiranem jeklu.<sup>10</sup> Prelom v odvisnosti na sliki 6 je znak, da je med valjanjem jekla prišlo do vezave dela niobija v izločke.

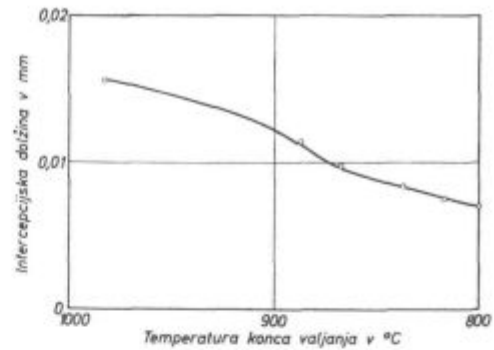


Slika 5

Jeklo A. Odvisnost med temperaturo začetka valjanja in velikostjo zrn v valjanem jeklu

Fig. 5

Relationship between the temperature of the initial rolling and the grain size of as rolled steel



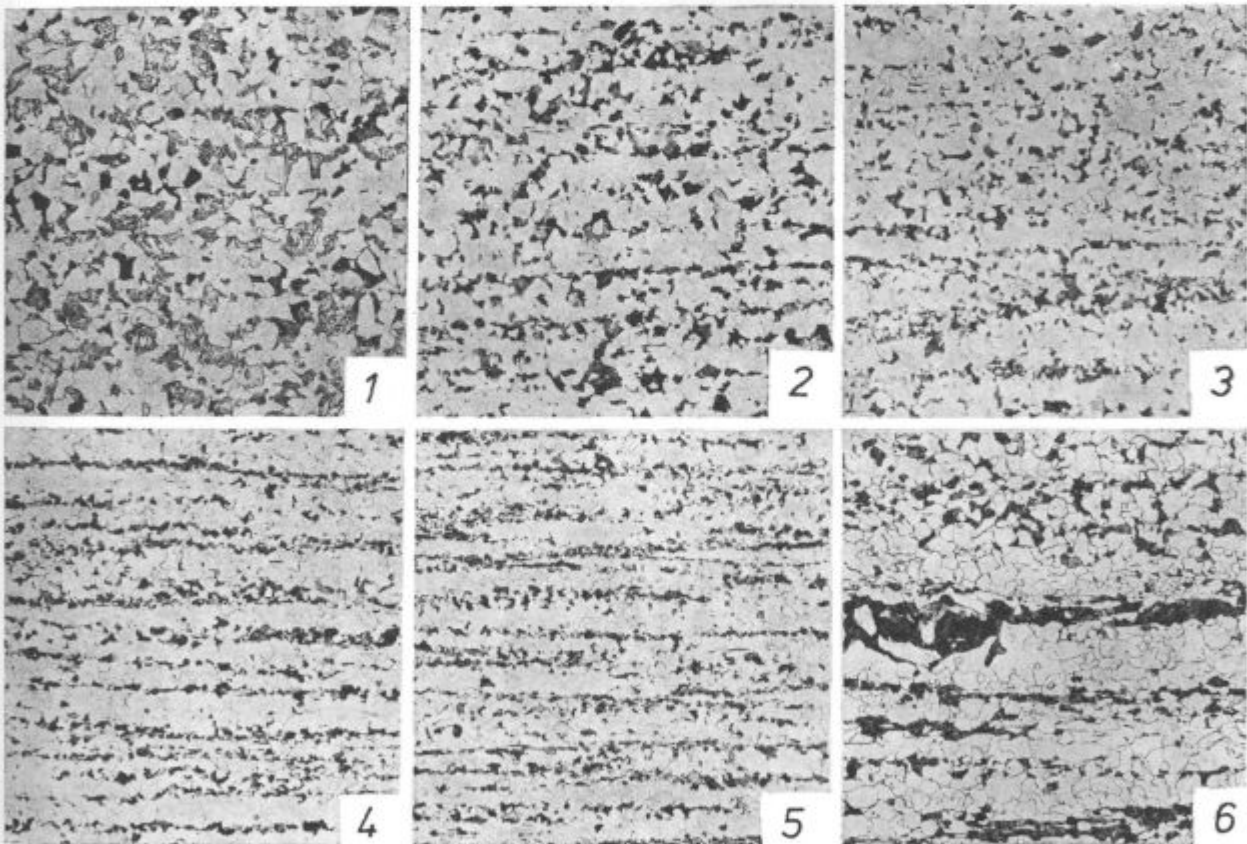
Slika 6

Jeklo A. Odvisnost med temperaturo konca valjanja in velikostjo zrn v valjanem jeklu

Fig. 6

Relationship between the temperature of the final rolling and the grain size of as rolled steel

Cementacijska jekla se ne uporabljajo v valjanem stanju, temveč po toplotni obdelavi. Zato odvisnosti na slikah 5 in 6 nista pomembni za oceno uporabnosti jekla, temveč zato, da razumemo procese, ki se dogajajo v jeklih med predelavo in so splet deformacije, rekristalizacije in izločanja.



Slika 7

Pov. 100 ×, jeklo A. Mikrostruktura v valjanem stanju  
T<sub>i</sub> — temperatura začetka valjanja v °C  
T<sub>f</sub> — temperatura konca valjanja v °C

T <sub>i</sub>	T <sub>f</sub>	T <sub>i</sub>	T <sub>f</sub>
1—1150	980	5—950	837
2—1000	886	6—820	816
3—900	870	7—800	800

Fig. 7

Magnification 100 ×, steel A. Microstructure of as rolled steel. T<sub>i</sub> — temperature of initial rolling in °C, T<sub>f</sub> — temperature of final rolling in °C

T <sub>i</sub>	T <sub>f</sub>	T <sub>i</sub>	T <sub>f</sub>
1—1150	980	5—950	837
2—1000	886	6—820	816
3—900	870	7—800	800

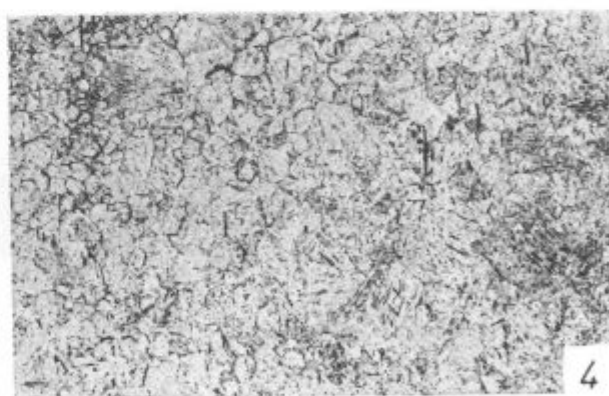
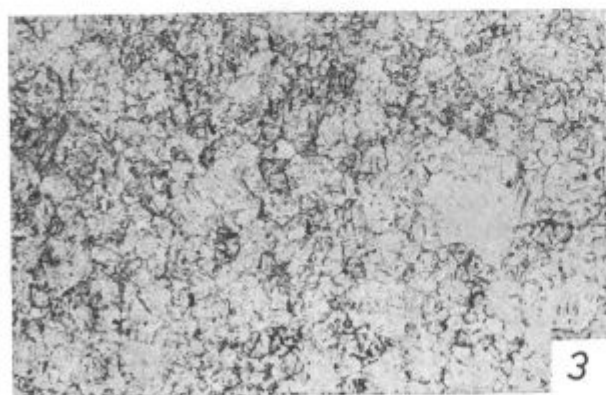
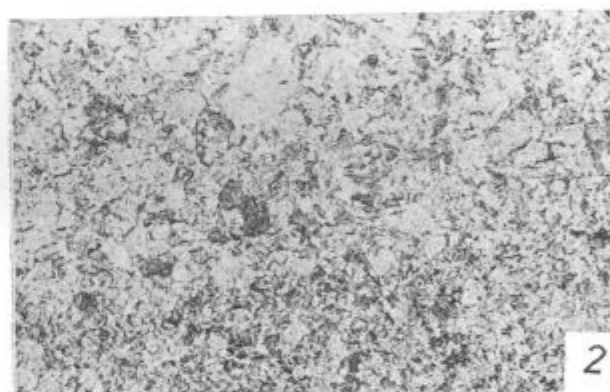
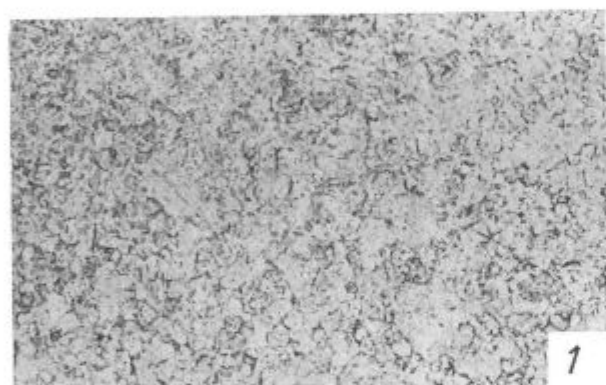
Tabela 2: Velikosti austenitnih zrn pri 920 °C

Jeklo	Trajanje ogrevanja pri 920 °C (ur)		
	1	4	8
A 1	5—7 posamična zrna 2	5—6 posamična zrna 2	5—6 posamična zrna 2
A 4	6—7 posamična zrna 2	6—7 posamična zrna 2	6 posamična zrna 2
A 6	5—7 posamična zrna 2	5—7 posamična zrna 2	5—7 posamična zrna 2
B	7	7 številna zrna 1 in večja	večinoma 1 in večja na posamičnih mestih zrna 7
C	7	7 posamična zrna 1 in večja	večinoma 1 in večja na posamičnih mestih zrna 7

A 1 končna temperatura valjanja 980 °C

A 4 končna temperatura valjanja 870 °C

A 6 končna temperatura valjanja 800 °C



Slika 8

Pov. 100 ×, jeklo A. Austenitna zrna po 1 uri in 4 urah ogrevanja pri 920 °C

- 1 T. 1150 °C, ogrevanje 1 uro
- 2 T. 1150 °C, ogrevanje 4 ure
- 3 T. 800 °C, ogrevanje 1 uro
- 4 T. 800 °C, ogrevanje 4 ure

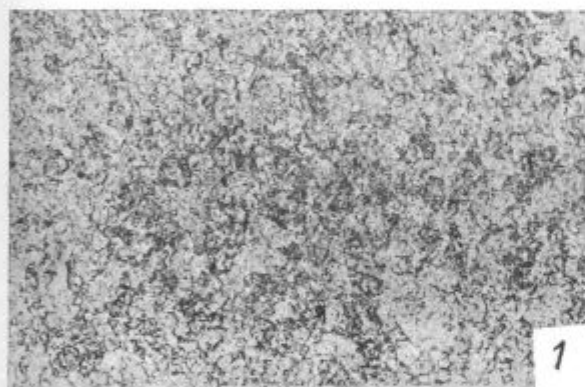
Fig. 8

Magnification 100 ×, steel A. Austenitic grains after 1 hour and 4 hours annealing at 920 °C

- 1 T. 1150 °C, 1 hour annealing
- 2 T. 1150 °C, 4 hours annealing
- 3 T. 800 °C, 1 hour annealing
- 4 T. 800 °C, 4 hours annealing

Na sliki 7 je prikazana mikrostruktura valjanega jekla. Po končni temperaturi valjanja  $980^{\circ}\text{C}$  je mikrostruktura sestavljena iz ferita, bajnita in malo perlita. Ta struktura je nastala s transformacijo avstenita, ki je rekristaliziran po zadnjem vtiku in je imel niobij v trdni raztopini. Niobij v tej obliki povečuje kaljivost jekla, je torej vzrok za nastanek bajnita. Po končni temperaturi valjanja  $887^{\circ}\text{C}$  je mikrostruktura sestavljena iz ferita in perlita, najdejo se le posamična zrna bajnita. Enakomernost v velikosti zrn kaže, da je austenit rekristaliziral med valjanjem do konca ali po večini vtikov. Prisotnost bajnita in velikost zrn pa pokažeta, da je del niobijevega karbonitrida med valjanjem precipitiral. Še pri nižji temperaturi  $837^{\circ}\text{C}$  je mikrostruktura le še iz ferita in perlita. Zrna so bolj drobna in precej enakomerna. Pri temperaturah konca valjanja  $816^{\circ}\text{C}$  in  $800^{\circ}\text{C}$  je mikrostruktura zelo podobna. Oblikujejo neenakomerna, večinoma drobna feritna in perlitna zrna. Svojevrsna je tudi porazdelitev perlita.

Videz mikrostrukture, posebno še lečaste perlitne tvorbe in lečasta področja večjih zrn ferita in perlita, so zanesljiv dokaz, da je jeklo doseglo premensko temperaturo austenit ferit tedaj, ko del austenita ni bil rekristaliziran po več vtikih in je bil del niobija v raztopini v austenitu.

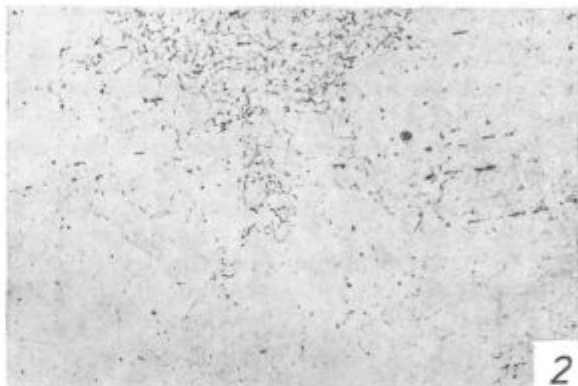
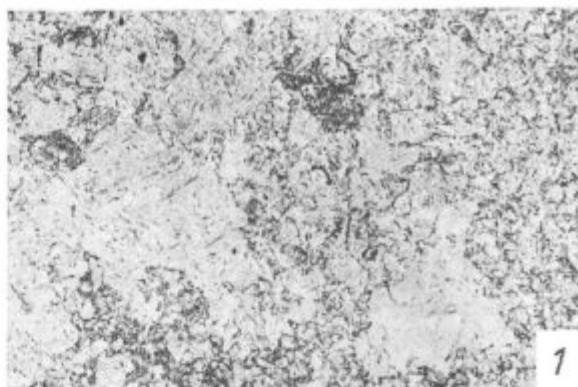


Slika 9

Pov.  $100\times$ , jeklo B. Austenitna zrna po 1 uri (1) in 4 urah (2) ogrevanja pri  $920^{\circ}\text{C}$

Fig. 9

Magnification  $100\times$ , steel B. Austenite grains after 1 hour (1), and 4 hours (2) annealing at  $920^{\circ}\text{C}$



Slika 10

Pov.  $100\times$ , jeklo C. Austenitna zrna po 1 uri (1) in 4 urah (2) ogrevanja pri  $920^{\circ}\text{C}$

Fig. 10

Magnification  $100\times$ , steel C. Austenite grains after 1 hour (1), and 4 hours (2) annealing at  $920^{\circ}\text{C}$

### 2.5.2 Velikost austenitnih zrn

Velikost in obstojnost austenitnih zrn smo preverili z 1-, 4- in 8-urnim ogrevanjem jekla pri  $920^{\circ}\text{C}$ . Po ogrevanju smo vzorce kalili v vodi. Austenitna zrna smo odkrili z jedkanjem vzorcev v pikralu z dodatkom sredstva za zmanjšanje površinske napetosti. Rezultati so prikazani v tabeli 2.

V preizkusnem jeklu velikost zrn ni odvisna od temperature valjanja in se praktično ne spreminja zaradi podaljšanja ogrevanja do 8 ur (slika 8). Zrna niso popolnoma enakomerna, vendar med ogrevanjem ni bilo koalescence in nastanka zelo velikih zrn. Drugače je v obeh primerjalnih jeklih. Po enournem ogrevanju so zrna drobna in enakomerna (slika 9 in 10). Po 4-urnem ogrevanju je v obeh jeklih del austenitnih zrn ostal nespremenjen. Med njimi pa so s koalescenco nastala posamična zrna, ki so večja za nekaj ASTM razredov. Po 8-urnem ogrevanju prevladujejo v jeklih B in C velika koalescirana zrna. V preizkusnem jeklu, ki je legirano z niobijem, so torej austenitna zrna po kratkem ogrevanju nekoliko večja kot v primerjalnih jeklih, vendar so bolj obstojna pri podaljšanju ogrevanja. Razlaga je taka: v obeh primerjalnih jeklih je večji volumski delež aluminijevega nitrida kot v jeklu A volumski delež nio-



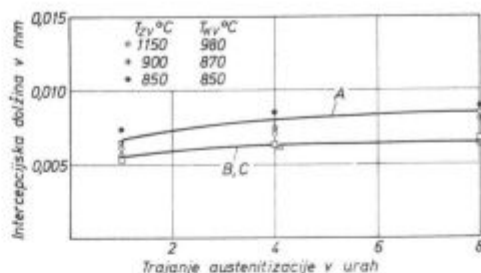
bijevega karbonitrida. Velikost izločkov obeh vrst je podobna pri temperaturi austenitizacije. Zato pri kratkem ogrevanju nastanejo tolikšna zrna austenita, da je njihova velikost v ravnotežju s količino izločkov, ki preprečujejo termično migracijo kristalnih mej. Če bi bilo v jeklu A več niobija, bi bila tudi manjša začetna velikost austenitnih zrn.

Podaljšanje ogrevanja pa pokaže, da je afnacijski učinek niobijevega karbonitrida bolj stabilen od učinka aluminiijevega nitrida, saj prvi uspešno preprečuje nenormalno rast austenitnih zrn s koalescenco.

### 2.5.3 Velikost zrn ferita in perlita ter mikrostruktura po normalizaciji

Po različno dolgem ogrevanju pri 920 °C smo vzorce vseh treh jekel ohladili na zraku in izmerili velikost zrn v nastali mikrostrukturi. Rezultate kaže slika 11. V vseh jeklih velikosti zrn rahlo raste s podaljšanjem trajanja ogrevanja, pri čemer so zrna bolj drobna v jeklih B in C kot v jeklu A. Vzrok za razliko v velikosti je enak kot pri austenitnih zrnih; v jeklih B in C je večji

volumski delež afnacijske faze kot v jeklu A. Temperatura valjanja ne vpliva na velikost zrn v normaliziranem jeklu A. Na sliki 12 je prikazana mi-



Slika 11

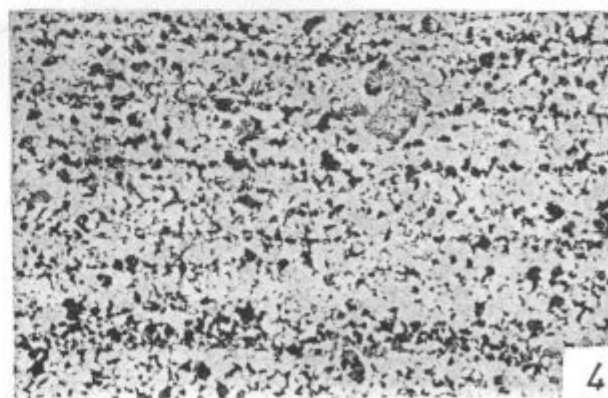
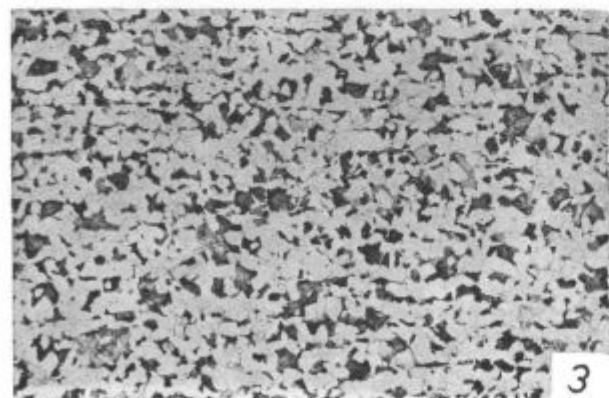
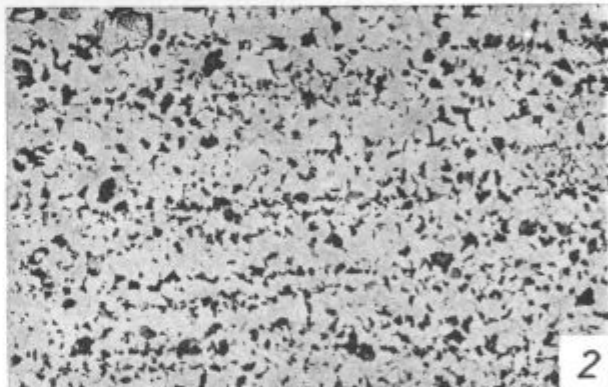
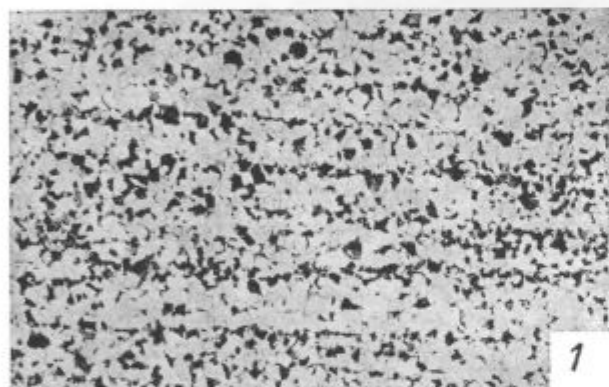
Vpliv trajanja ogrevanja pri 920 °C na velikost feritnih zrn v jeklu A, valjanem pri različnih temperaturah in v jeklih B in C

$T_{rv}$  — temperatura začetka valjanja  
 $T_{kv}$  — temperatura konca valjanja

Fig. 11

Influence of the duration of annealing at 920 °C on the size of ferritic grains in steel A, rolled at various temperatures, and in steels B and C

$T_{rv}$  — temperature of initial rolling  
 $T_{kv}$  — temperature of final rolling



Slika 12

Pov. 100 ×, jekla A, B in C. Mikrostruktura po normalizaciji

- 1 — jeklo A  $T_r$  1150 °C
- 2 — jeklo A  $T_r$  800 °C
- 3 — jeklo B
- 4 — jeklo C

Fig. 12

Magnification 100 ×, steels A, B, and C. Microstructure after normalizing

- 1 — steel A  $T_r$  1150 °C
- 2 — steel A  $T_r$  800 °C
- 3 — steel B
- 4 — steel C

krostruktura vseh treh jekel po normalizaciji. Vidimo, da ni razlike v morfologiji ferita in perlita med jekli A, B in C in tudi pri jeklu A ni razlike, ki bi bila v zvezi s temperaturo valjanja.

### 3. KRATKA ANALIZA REZULTATOV

V prvem delu te raziskovalne naloge je bilo izdelanih več šarž iz različnih jekel z naraščajočim dodatkom niobija do ca 0,1 % in vanadija do 0,15 %. Preiskave so pokazale, da ima dodatek niobija mnogo močnejši afinacijski učinek in da je pri jeklu vrste C 4320 doseženo že zadovoljivo zmanjšanje austenitnih zrn pri 0,024 % Nb. Afinacijski učinek te količine niobija je enak kot učinek 0,15 % V.

Na osnovi pozitivnih rezultatov laboratorijskega dela je bila izdelana industrijska šarža jekla C 4320. Ker ni bilo mogoče najti podatkov o tem, kako dodatek niobija vpliva na ponašanje jekla pri konti litju, smo prvo šaržo izdelali z najmanjšim dodatkom niobija, pri katerem je bilo mogoče pričakovati primeren afinacijski učinek. Zato je bilo izdelano po standardni tehnologiji jeklo z 0,02 % Nb. Jeklo se je normalno izlilo, kljub temu da je bilo ulivanje zaradi zastoja potrebno izvršiti le skozi dve žili. Zato je trajalo ulivanje približno dvakrat dlje, kot je normalno. To je zadosten dokaz, da dodatek 0,02 % Nb ne vpliva pomembno na livnost jekla in da tudi pri nekoliko povečani količini niobija pri normalnem litju ni pričakovati problemov.

Makroskopske preiskave preseka gredic so pokazale, da dodatek 0,02 % Nb ne vpliva na makrostrukturo strjenega jekla in obliko ter porazdelitev sulfidnih vključkov v gredice.

Preizkusi in preiskave kažejo, da temperatura valjanja vpliva na lastnosti jekla v valjanem stanju, nima pa nobenega vpliva na lastnosti in velikosti zrn po normalizaciji.

Jeklo, legirano z niobijem, ima po 1-urni austenitizaciji pri 920 °C nekoliko večja austenitna zrna in zrna normalizirane mikrostrukture, kot primerjalni jekli iste vrste z dodatkom aluminijske faze. Pač pa prisotnost niobija zagotovi, da v jeklu pri podaljšanju ogrevanja pri 920 °C skoraj ni nenormalne rasti austenitnih zrn s koalescenco, kar se dogaja v obeh primerjalnih jeklih. Lahko torej trdimo, da je afinacija austenitnih zrn z niobijem celo bolj učinkovita od afinacije jekel z aluminijem, če so jekla namenjena za daljše ogrevanje, na primer za cementacijo.

Pri valjanju jekla z niobijem se pojavljajo nekatere razlike kot posledica različne interakcije procesov deformacije in rekristalizacije jekla ter tvorbe izločkov niobijevega karbonitrida med valjanjem. Zato dobi valjano jeklo nekoliko slabšo žilavost in plastičnost po visoki temperaturi valjanja. Toplotna obdelava, normalizacija ali drugo

ogrevanje nad AC 3 pa te razlike odpravi in postanejo lastnosti in mikrostruktura neodvisne od režima valjanja.

Rezultati tega dela potrjujejo rezultate preizkusov in preiskav na laboratorijskih jeklih. Z legiranjem z niobijem je mogoče uspešno kontrolirati velikost zrn v cementacijskem jeklu vrste C 4320, ne da bi se zaradi tega pojavili problemi pri izdelavi, ulivanju, predelavi in toplotni obdelavi jekla. Če legiranje 0,02 % niobija zadostuje, da dosežemo velikost austenitnih zrn in stabilnost austenitnih zrn, ki je enakovredna velikosti austenitnih zrn v primerjalnih jeklih, ki imata 0,028 %, oz. 0,036 % topnega Al. Mikroskopska opazovanja kažejo, da je v konti jeklu ves niobij v obliki, sposobni za afinacijo. To je bilo pričakovati glede na to, da je v jeklu iz železarne šture manj dušika kot v obeh primerjalnih jeklih, čeprav so vsa izdelana na elektropeči. Lahko pričakujemo boljše enakomernost v velikosti austenitnih zrn, če bi se povečala količina niobija na 0,025 do 0,035 %.

### 4. SKLEPI

Izdelano je bilo cementacijsko jeklo vrste C 4320 in izvršeni so bili različni preizkusi in preiskave, da bi preverili učinek legiranja niobija na ulivanje, predelavo, mehanske lastnosti in velikost zrn.

Rezultati preizkusov in preiskav kažejo, da:

— legiranje jekla z 0,02 % Nb nima opaznega vpliva na ponašanje jekla pri ulivanju in kristalizaciji;

— legiranje jekla z 0,02 % Nb uspešno kontrolira velikost austenitnih zrn, bolj učinkovito kot legiranje jekla s ca 0,03 % topnega Al. Legiranje z niobijem preprečuje koalescenco austenitnih zrn pri podaljšanju ogrevanja pri 920 °C;

— zaradi legiranja z niobijem so lastnosti jekla v valjanem stanju odvisne od temperature predelave. Po ponovnem ogrevanju preko AC 3 točke pri normalizaciji, kaljenju ali cementaciji po lastnosti niso odvisne od temperature predelave;

— menimo, da je na voljo dovolj dokazov o tem, da je legiranje jekla z niobijem tudi pri odsotnosti aluminijske faze učinkovit način afinacije in kontrole velikosti austenitnih zrn in velikosti zrn normalizirane mikrostrukture. Če dodatek 0,02 % niobija zagotovi jeklu velikost zrn 5–6 po ASTM, kar je sprejemljivo. Večja enakomernost bo dosežena s povečanjem količine niobija na 0,025 do 0,035 %.

Nadaljevanje dela je zato potrebno usmeriti v preverjanje lastnosti jekla, predvsem ugotavljanje ponašanja jekla pri cementaciji in pri uporabi cementiranih strojnih delov.

Ne bi imelo smisla z industrijskimi poskusi iskati zgornjo mejo legiranja, ker je iz laboratorijskih preizkusov in industrijskega preizkusa jasno, da je že legiranje 0,02 % niobija učinkovito,



laboratorijski preizkusi pa tudi kažejo, da nad 0,035 % Nb ni več spremembe v učinku legiranja z niobijem. Tudi bi bilo smiselno zmanjšati niobij pod 0,02 % zaradi nevarnosti, da bi bile velikosti austenitnih zrn neenakomerne, priporočljiv bi bil dodatek niobija v razmaku med 0,025 % in 0,035 %.

#### Literatura

1. G. Bocher in W. Resch: Strangiessen von Aluminium beruhigten Tiefziehstählen; Stahl und Eisen 96, 1976, 998—1003.
2. F. Vodopivec, F. Vizjak, G. Manojlović, D. Gnidovec, O. Kurner in M. Kmetič: Poročili MI 568/1977 in 681/979.
3. M. Gabrovšek: Mikrolegirana jekla za varjene konstrukcije; Železarski Zbornik 6, 1972, 11—34.
4. B. L. Biggs: Austenite grain size control of medium carbon and carburising steels; Journal of ISI 192, 1959, 361—377.
5. H. Nordberg in B. Aronson: Solubility of Niobium carbide in austenite; Journal of ISI 206, 1968, 1263—1266.
6. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in M. Kmetič: Raziskave vpliva vroče deformacije in izločilnega žarjenja na mikrostrukturo in trdoto mikrolegiranega jekla po normalizaciji; Železarski Zbornik 11, 1977, 13—28.
7. M. Tanino in K. Aoki: The precipitation behaviour and the strengthening effect of NbC during tempering and during continuous cooling; Transactions of ISIJ 8, 1968, 337—345.
8. L. Meyer, H. J. Bühler in F. Heisterkamp: Metallkundliche und technologische Grundlage für die Entwicklung und die Erzeugung perlitarmer Baustähle; Thyssen-forschung 3, 1971, 8—42.
9. M. Kmetič in sodelavci: Poročilo Metalurškega inštituta, Ljubljana, št. 609/1977.
10. R. K. Amin, G. Butterworth in F. B. Pickering: Effect of rolling variables and stoichiometry on strain induced precipitation of Nb (CN) in C-Mn-Nb steels; Hot Working and Forming Processes, The Metals Society, London, 1980, 27—31.

#### ZUSAMMENFASSUNG

Im Laboratorium sind Schmelzen der Einsatzstahl-sorten C 4320 und C 1221 mit Zusatz bis zu 0,09 % Niobium und bis 0,16 % Vanadium hergestellt worden. Die Stähle sind zu Stäben ausgewalzt worden und Untersuchungen der Grösse und Stabilität der Austenitkörner beim Erwärmen auf 920 °C und der Rekristallisation des Stahles C 4320 nach der Verformung bei 1000 °C sind durchgeführt worden. An dem Stahl ist noch die Härtebarkeit mittels der Stirnabschreckprobe nach Jominy bestimmt worden.

Die experimentellen Schmelzen zeigten, dass die mechanischen Eigenschaften der Stähle nach dem Zusatz bis zu 0,09 % Nb und bis zu 0,16 % V im vorgeschriebenen Intervall bleiben. Der Zusatz von Niobium verkleinert die Korngrösse und vergrössert deren Stabilität bei verlängerter Erwärmung, Vanadium ist dagegen viel weniger wirksam. Deshalb ist nach 8-stündigem Erwärmungsvorgang bei 920 °C die Korngrösse im Stahl C 4320 mit 0,024 % Nb ungefähr gleich wie im gleichen Stahl mit 0,16 % V. Beim einstündigen Erwärmungsvorgang ist der Unterschied in der Einflussintensität der beiden Elemente kleiner. Ein Zusatz von 0,024 % Nb verzögert stark die statische Rekristallisation von Austenit nach der Warmverformung bei 1000 °C, indem der Zusatz von 0,16 % V die Rekristallisation nicht bemerkenswert beeinflusst.

Die Härtebarkeit des Stahles wird beim Legieren mit Niobium schlechter und mit Vanadium besser, jedoch bleibt die Härtebarkeit des Stahles im vorgeschriebenen Intervall.

Auf Grund der laboratorischen Untersuchungen ist im Lichtbogenofen eine Stahlschmelze mit 0,02 % Nb erzeugt und in Knüppel 100 mm 4 kt Strangvergossen worden. Die Untersuchungsergebnisse zeigten, dass das Mikrogefüge, die Ferritkorngrösse und die mechanischen Eigenschaften im gewalzten Zustand von dem Temperaturintervall beim Walzen abhängig sind. Nach kurzzeitiger Erwärmung bei 920 °C sind die Austenitkörner ähnlich wie in zwei Vergleichsschmelzen der gleichen Sorte mit etwa 0,03 % Al, nach 8-stündiger Erwärmung sind diese jedoch kleiner und gleichmässiger.

Die Ergebnisse dieser Untersuchung zeigen, dass im Einsatzstahl C 4320 der Zusatz von Niobium bis zu 0,03 % erfolgreich für die Kontrolle der Austenitkorngrösse angewendet werden kann, dass dieser dem Aluminiumzusatz gleichwertig ist, ohne dass dabei Schwierigkeiten beim Vergiessen dieser Stähle eintreten.

## SUMMARY

Industrial C. 4320 and C. 1221 steels were chosen to prepare laboratory melts with additions up to 0.09% niobium and up to 0.16% vanadium. Steel was rolled into rods and basic metallurgical tests were made to determine the size and the stability of austenitic grains in annealing at 920°C, and to investigate the recrystallization of C. 4320 steel being deformed at 1000°C. The Jominy face hardenability test was made with the last mentioned steel.

Experimental melts show that the previously mentioned additions of niobium and vanadium do not change mechanical properties of steel out of the prescribed range. Addition of niobium reduces the grain size and increases their stability in long annealing while vanadium is much less effective. After 8-hour annealing at 920°C approximately the same size of grains was obtained in C. 4320 steel with 0.024% Nb as in the same steel with 0.16% V. In one-hour annealing the difference in the intensity of influence of both alloying elements is much smaller. Addition of 0.024% Nb highly retards the static recrystallization of austenite after hot deformation at 1000°C while addition of 0.16% V does not influence remarkably the recrystallization.

Alloying steel with niobium reduces the hardenability, alloying with vanadium improves it but the hardenability of steel remains in the prescribed intervals.

Based on laboratory investigations an industrial melt of C. 4320 steel with 0.02% Nb was manufactured in electric arc furnace and continuously cast into 100 × 100 mm billets. Investigations of this melt showed that the microstructure, size of ferrite grains, and mechanical properties in the rolled state depend on the temperature interval of rolling. After normalizing at 920°C all these properties become independent of the temperature interval of rolling. After short annealing at 920°C the austenite grains are similar to those in two reference steels of the same type with about 0.03% Al, after 8-hour annealing they are smaller and more uniform.

The results of investigations show that addition of 0.03% Nb can be a successful addition for the control of the size of austenitic grains in the case-hardenable C. 4320 steel, equivalent to the additions of aluminium but not causing problems during manufacturing and casting the steel.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из промышленных сталей вида C. 4320 и C. 1221 приготовлены лабораторные расплавы с добавкой до 0,09% ниобия и до 0,16% ванадия. Из расплавов были прокатаны прутки, на которых выполнены основные металлургические исследования с определением величины и стабильности аустенитных зерен при нагреве на 920°C. Также исследовали рекристаллизацию стали C. 4320 после деформации при 1000°C. При этой стали определяли также торцовую закалку по Жомини.

Экспериментальные расплавы показывают, что вследствие добавки ниобия в количестве до 0,09% и ванадия до 0,16% механические свойства стали остались в предписанных пределах. Добавка ниобия уменьшает величину зерен и, при продолжении нагрева улучшает их стабильность; влияние же ванадия менее эффективное. Поэтому, уже после 8 часового нагрева при 920°C величина зерен в стали C. 4320 с содержанием 0,024% ниобия приблизительно, одинакова с подобной сталью с содержанием 0,16% ванадия.

При нагреве в течении одного часа разница интенсивности влияния обоих элементов гораздо меньше.

Добавка ниобия в количестве 0,024% существенно тормозит статическую рекристаллизацию аустенита после горячей деформации

при температуре 1000°C, между тем как добавка 0,16% ванадия на рекристаллизацию существенно не влияет. Легирование стали с ниобием уменьшает закалку, а легирование с ванадием её увеличивает, но закалка остается в предписанных пределах.

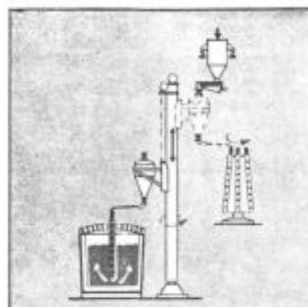
На основании лабораторных исследований приготовлены в электропечи непрерывно отлитые заготовки сечения 100 × 100 мм промышленного расплава стали C. 4320 с содержанием 0,02% ниобия. Исследования этого расплава показали, что микроструктура величины ферритных зерен и механические свойства катаных прутков зависят от температурного интервала прокатки.

После короткого нагрева при 920°C величина аустенитных зерен подобна сталью того же сорта с прибл. 0,03% алюминия, взятых для сравнения. После нагрева в течении 8 часов величина аустенитных зерен меньше и более равномерная.

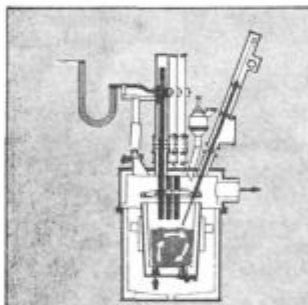
Результаты исследования показали, что цементуемую сталь C. 4320 можно легировать с ниобием в количестве до 0,03% и добавка этого элемента равноценна добавке алюминия при контроле величины аустенитных зерен без каких-либо затруднений при изготовлении и литье.

# MESSO

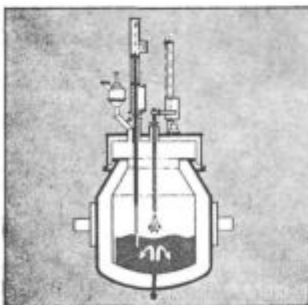
## METALLURGICAL KNOWHOW



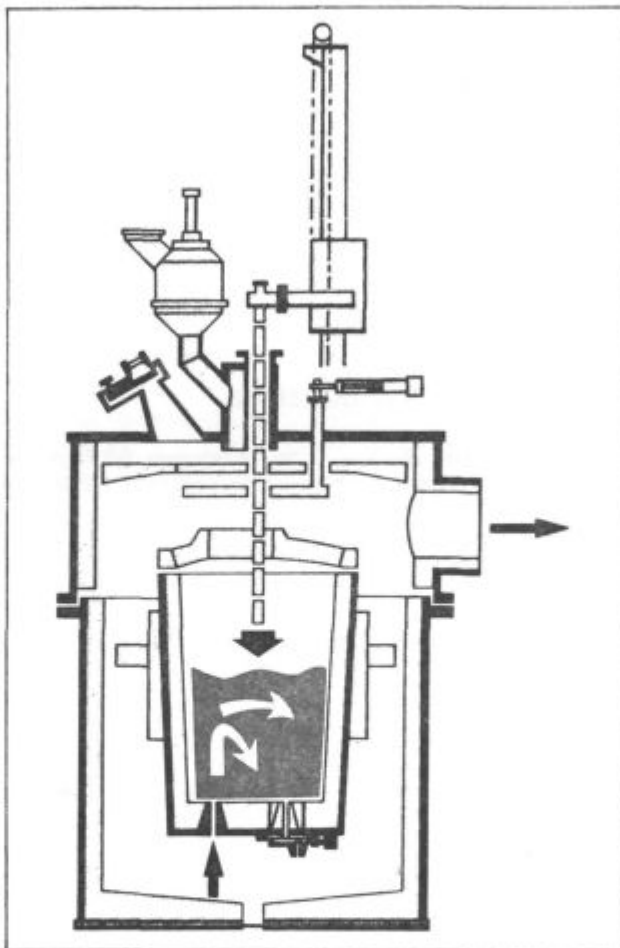
**TN process (for precision desulphurizing and deoxidation)**  
By immersed lance blowing of alkaline earth metals, extremely low contents of sulphur and oxygen are produced in a few minutes, considerably improving the mechanical properties.



**VAD (Vacuum Arc Degassing) Process**  
Satisfies all requirements for greater productivity and higher quality. Heating, degassing, refining and alloy addition take place under vacuum.



**VODC (Vacuum Oxygen Decarburization Converter) process**  
This process combines the proven VOD method with BOF converter practice. This results in little chromium slag with correspondingly low consumption of reducing agents, inert gas (argon) and phosphorizing substances.



**VOD (Vacuum Oxygen Decarburization) process**  
VOD is used in making stainless steels, decarburization of high chromium alloyed qualities to ELC grades with highest chromium yield.

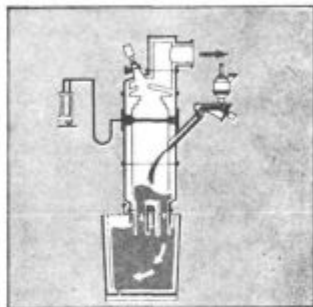
### The choice is yours

Whether you make steel or talk steel the wealth of practical experience behind Standard-Messo is impressive. The wide range of steel processing systems described above have been proven time and time again.

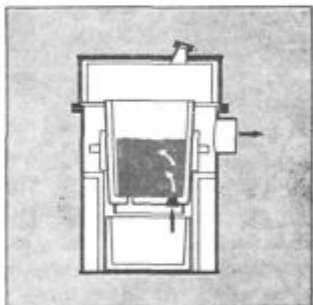
Further detailed information on any of these process systems is available by writing direct to SMD



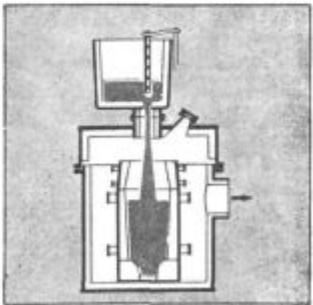
Standard-Messo Duisburg,  
Messo Ingenieurhochhaus,  
Sonnenwall, PO Box 10 02 04,  
D4100 Duisburg 1,  
West Germany.



**RH Circulation**  
Minimum heat loss, excellent degassing — close tolerance alloying, assured quality every time.



**Ladle degassing with inert gas flushing**  
Simple, reliable affording a large reaction area.



**Vacuum Ingot casting**  
Used for casting large ingots for forging. Castings weighing more than 500 t are now feasible. The low hydrogen content shortens annealing times. Vacuum ingot casting is a reliable casting process in which deleterious effects of the atmosphere are completely excluded.

# Ojnice s perlitno mikrostrukturo za avtomobilski motor

UDK: 621.73.043:620.17

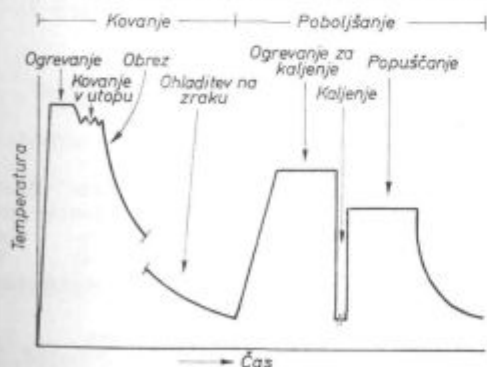
ASM/SLA: F22M, 2-61, Y26r, T21b

F. Vodopivec, S. Jurca, J. Žvokelj, F. Filipov  
in K. Kuzman

Vpliv temperature kovanja na velikost austenitnih zrn na različnih presekih utopno kovanih ojníc. Vpliv velikosti austenitnih zrn na mehanske lastnosti in prelom jekla z mikrostrukturo iz perlita in ferita, ki je bilo kontrolirano ohlajeno s temperature deformacije. Primerjava lastnosti, mikrostrukture in preloma ojníc s poboljšano mikrostrukturo in ojníc s perlitno mikrostrukturo.

## 1. UVOD

Ojnice se izdelujejo s kovanjem v utopih. Postopek obsega odrez paličastega jekla, ogrevanje sekancev, kovanje v utopih, ohladitev in toplotno obdelavo s kaljenjem in popuščanjem. Shematično je proces prikazan na sliki 1. Možnost večje racionalizacije postopka je odprava toplotne obdelave z uporabo takih pogojev za kovanje in ohlajanje izkovkov, da se doseže mikrostruktura, ki izkovkom zagotavlja potrebne uporabne lastnosti. Proces se torej spremeni v neke vrste termomehnično kovanje in nudi v fazi ohlajanja izkovkov dve možnosti: ena je kaljenje izkovkov neposredno s temperature kovanja z naknadnim popuščanjem, druga možnost pa je kontrolirano ohlajanje izkovkov, da bi dosegli mikrostrukturo, ki ne potrebuje nobenega popuščanja. Ta pot je najbolj zanimiva s stališča poenostavitve procesa in prihranka ener-



Slika 1

Shematičen prikaz izdelave lahkih izkovkov z utopnim kovanjem in toplotno obdelavo

Fig. 1

Schematic presentation of manufacturing light forgings with die casting, and their heat treatment

gije, zato smo se na pobudo vodstva kovaške industrije »Unior« Zreče lotili raziskav, kako bi bilo možno uresničiti. Pri delu smo dosegli obetajoče uspehe, ki so vzpodbuda za nadaljevanje dela. Postopek je namreč tak, da ga je potrebno v vseh fazah temeljito preveriti zaradi pomembnosti ojníc v sklopu avtomobilskega motorja, potrebno pa ga je preveriti tudi s stališča primernosti jekla.

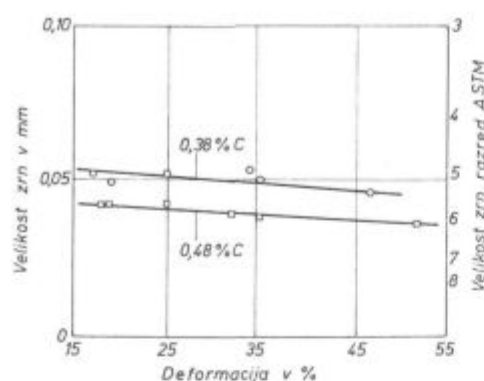
Rezultati do sedaj izvršenega dela so zbrani v dveh poročilih Metalurškega inštituta v Ljubljani.<sup>1,2</sup> O nekaterih rezultatih pa smo že poročali.<sup>3</sup> V tem delu bomo povzeli najvažnejše ugotovitve, da bi predstavili v skrajšani obliki izvršeno delo in nakazali odprta vprašanja.

## 2. ZNAČILNOSTI KOVANJA JEKLA V UTOPIH

Pri utopnem kovanju se v nekaj udarcih izoblikuje končni izdelek iz surovca, ki ima najpogosteje valjasto obliko. Število udarcev je odvisno od oblike izkovka in deformacije, ki je potrebna, da bi se utop popolnoma napolnil in da bi dosegli polno obliko izkovka. Na preseku ojníc, ki je bila ohlajena s temperature kovanja s tako hitrostjo, da se dobro razločijo austenitna zrna (v nadaljevanju AZ), se vidi, da so ta zrna neenakomerna (sl. 2) in da so hitri prehodi med področji velikih in majhnih AZ (sl. 3). Kovanje v utopih poteka pri temperaturi, pri kateri standardna jekla rekristalizirajo med zaporednimi udarci kladiva ali stiskalnice. Stopnja deformacije ne vpliva pomembno na velikost rekristaliziranih zrn austenita (sl. 4). Zato lahko sklepamo, da je različnost AZ v izkovku posledica različnosti v načinu odprave deformacijske energije iz vroče preoblikovanega jekla. Kjer so v izkovku AZ majhna, se je izvršila statična rekristalizacija avstenita tudi po zadnjem udarcu; kjer pa so zrna velika, je deformacija povzročila le rast AZ, ne pa rekristalizacije.

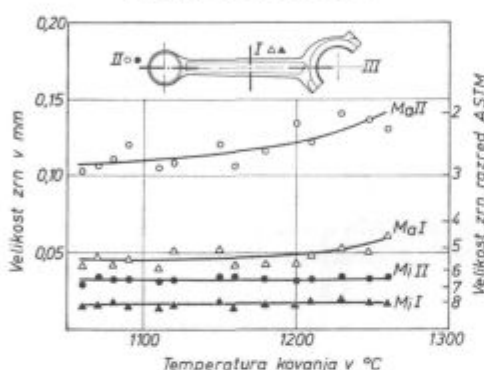
Različnost v velikosti AZ je tem večja, čim večji je presek izkovka. Preizkusi kažejo, da so AZ v povprečju manjša na manjših presekih ojníc (sl. 5), da razlika med njimi raste s temperaturo kovanja, in sicer hitreje nad ca 1200 °C kot pod to temperaturo kovanja in da s temperaturo raste tudi povprečna velikost AZ. Če upoštevamo





Slika 4  
Vpliv stopnje deformacije pri 1150 °C na velikost zrn austenita, ki so nastala pri statični rekristalizaciji. Jekli A in B

Fig. 4  
Influence of the degree of deformation at 1150 °C on the size of austenite grains formed during static recrystallization. Steels A and B



Slika 5  
Vpliv temperature kovanja ojnica na velikost najmanjših (Mi) in največjih (Ma) austenitnih zrn na dveh presekih ojnica iz jekla B

Fig. 5  
Influence of the forging temperature of shafts on the size of the smallest (Mi) and the biggest (Ma) austenite grains on two cross section of shafts made of steel B

uporabne temperature kovanja, lahko na osnovi slike 5 sklepamo, da je v kovanih ojnica pričakovati AZ, ki se razlikuje za ca 5 razredov po ASTM. To razliko bi se dalo zmanjšati s tako rekonstrukcijo utopov, ki bi v vsaki fazi kovanja zagotovila na vseh delih izkovka lokalno deformacijo najmanj 15 %, kar zagotavlja rekristalizacijo avstenita v drobna zrna, ali pa uporabiti jeklo, ki je manj nagnjeno k rasti avstenitnih zrn. Ta možnost se nam zdi tehnološko bolj obetajoča in lažje izvedljiva. Domnevali smo, da je pred posegi v sam proces kovanja in pred razvijanjem novega jekla potrebno preveriti, ali se da s tako neenakomernimi AZ v izkovkih in s kontroliranim ohlajanjem doseči mikrostrukturo, ki da jeklu uporabne lastnosti, ki ne zaostajajo za lastnostmi poboljšanih izkovkov. Tako imamo več možnosti za uspeh kot z ukrepi, s katerimi bi na račun hitrejše rasti manjših zrn avstenita dosegli bolj enakomerno mikrostrukturo jekla v izkovku. Ne da bi imeli za to mnenje empirične dokaze, menimo, da je bolj logično pričakovati boljše lastnosti od jekla, ki je

konglomerat drobnih in velikih AZ, kot od jekla, ki bi bilo konglomerat enakomernejših, vendar v povprečju večjih AZ.

Kot primerna stabilna mikrostruktura, ustvarjena s termomehničnim kovanjem, prihaja v poštev samo mikrostruktura iz lamelarnega perlita z določeno količina ferita.

V nadaljevanju te razprave bomo to mikrostrukturo označili kot perlitno. Tako mikrostrukturo predvidevajo tudi norme nekaterih proizvajalcev avtomobilov, vendar v teh normah ni navedeno, da je to mikrostruktura, ki jo imajo lahko utopno kovani deli motorja. Ferit naj bo v perlitni mikrostrukturi tako izoblikovan, da bo ugodno vplival na lastnosti. V nobenem primeru nista zaželena igličasti predvajnitni ferit in bajnit.

Na osnovi te analize smo si v delu zastavili dva cilja:

a) dognati, kako vpliva velikost AZ na lastnosti jekla, ki je primerno za perlitne izkovke — ima torej po termomehničnem kovanju trdoto podobno trdoti poboljšane jekla,

b) skovati v primernih pogojih nekaj ojnica in na njih izvršiti preizkuse in preiskave, da bi ugotovili ali ima izkovke, v katerem ima jeklo različna AZ, lastnosti, ki se lahko ekstrapolirajo iz preizkusov pod a), in ali so lastnosti takih ojnica primerljive z lastnostmi poboljšanih ojnica.

Tabela 1

VELIKOST AVSTENITNIH ZRN  
V EKSPERIMENTALNIH OJNICAH.  
Razred ASTM

	Prezrež ojnica					
	I		II		III	
	Mi	Ma	Mi	Ma	Mi	Ma
A 1	3	6	3	7	2	5
A 2	3	7	2	6	2	6
A 3	3	7	2	6	2	6

Mi — največja zrna

Ma — najmanjša zrna

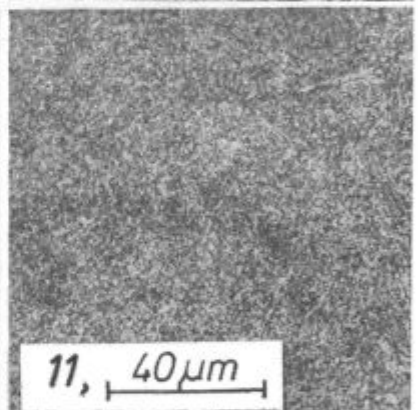
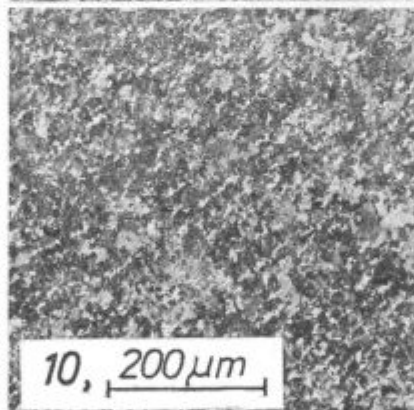
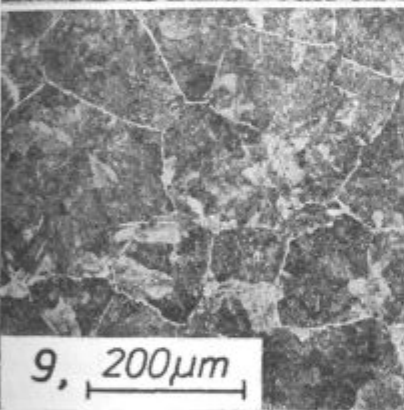
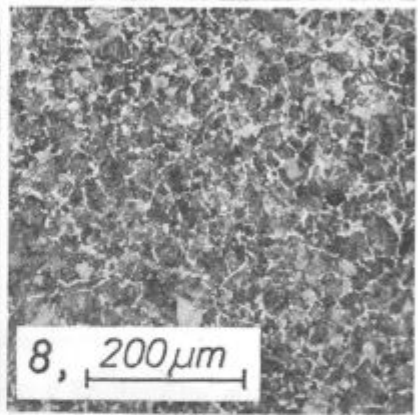
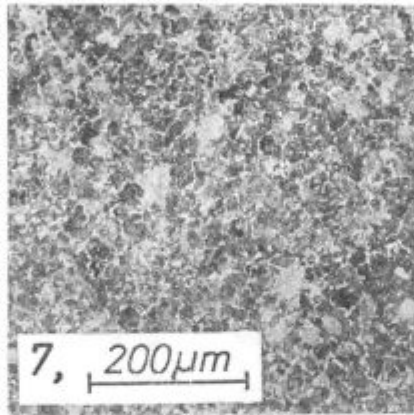
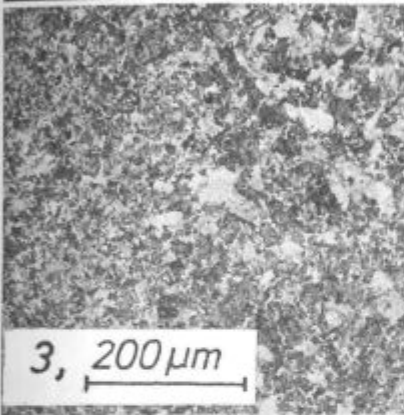
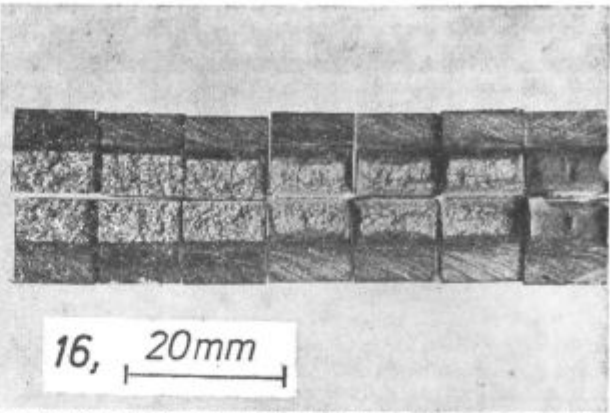
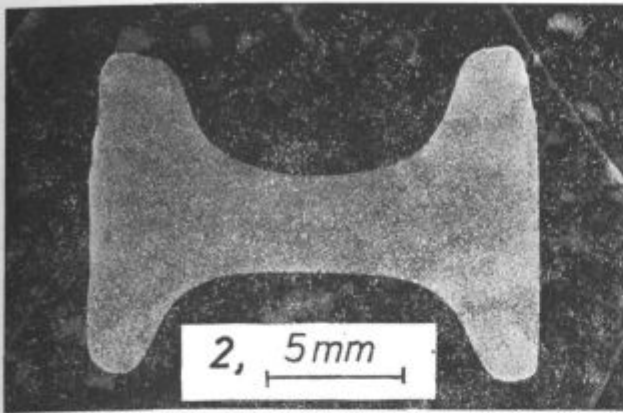
Pomen drugih oznak je enak kot v tabeli 2.

Tabela 2

LASTNOSTI EKSPERIMENTALNIH IN  
PRIMERJALNIH OJNIC

Ojnica	Trdota			Sila pri meji plast. (kN)	Raztržna sila (kN)	Raztezek stebra ojnica %
	I	II	III			
A 1	254	249	238			
A 2	259	240	240	51,0	83	7,4
A 3	232	226	238			
B 1	219	220	223	81,5	91,7	6,5

Opomba: I, II in III — površinska trdota blizu prezrež, označenih na sliki 5. Povprečna vrednost 5 meritev. Ojnica A1, A2 in A3 so bile vzete ob začetku, v sredini in ob koncu eksperimentalnega kovanja. B1 — primerjalna ojnica.



Slika 2  
Presek stebra ojnice iz jekla A

Slika 3  
Detajl mikrostrukture preseka na sliki 2

Slika 7  
Mikrostruktura po deformaciji pri 1050 °C in kontrolirani ohladitvi. Jeklo A

Slika 8  
Mikrostruktura po deformaciji pri 1150 °C in kontrolirani ohladitvi. Jeklo A

Slika 9  
Mikrostruktura po deformaciji pri 1250 °C in kontrolirani ohladitvi. Jeklo A

Slika 10  
Mikrostruktura po normalizaciji. Jeklo A

Slika 11  
Mikrostruktura po poboljšanju. Jeklo A

Slika 16  
Prelomi žilavostnih preizkušancev iz jekla A. Od desne: poboljšano stanje, normalizirano stanje, jeklo deformirano pri rastočih temperaturah 1050, 1150, 1250 in 1300 °C ter jeklo, ki je bilo ogrevano pri 1300 °C

Fig. 2  
Cross section of the shaft body. Steel A

Fig. 3  
Detail of the microstructure of the cross section in Fig. 2

Fig. 7  
Microstructure after deformation at 1050 °C and controlled cooling. Steel A

Fig. 8  
Microstructure after deformation at 1150 °C and controlled cooling. Steel A

Fig. 9  
Microstructure after deformation at 1250 °C and controlled cooling. Steel A

Fig. 10  
Microstructure after normalisation. Steel A

Fig. 11  
Microstructure after quenching and tempering. Steel A

Fig. 16  
Fractures of impact-test samples of steel A. From the right: quenched and tempered, normalized, deformed at increasing temperatures 1050, 1150, 1250, and 1300 °C, heated at 1300 °C

Odgovor na ti dve vprašanji je istočasno odgovor na vprašanje, s kakšnimi posegi v proces je mogoče izpeljati kontrolirano kovanje in ali ima termomehanično kovanje perspektivo.

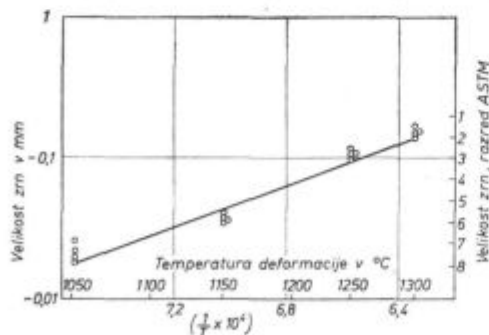
### 3. EKSPERIMENTALNO DELO IN MATERIAL

Z laboratorijskimi preizkusi smo najprej ugotovili vpliv temperature deformacije na velikost AZ, ki nastanejo pri statični rekristalizaciji avstenita. Deformacijo približno 20 % smo izvršili s pomočjo padalnega kladiiva. Po deformaciji smo vzorce ohladili tako, da se je izoblikovala mikrostruktura iz zrn lamelnarnega perlita, obdanih s feritno opno, ki je nastala po mejah AZ. Na sliki 6 je prikazan vpliv temperature deformacije na velikost AZ, na slikah 7, 8 in 9 pa mikrostruktura jekla, ki je bilo deformirano pri različnih temperaturah. Za primerjavo smo uporabili normalizirano jeklo (sl. 10), poboljšano jeklo (sl. 11) in jeklo, ki je bilo ogrevano pri 1300 °C. Izbrani interval temperature deformacije in ogrevanja prekriva razpon temperature utopnega kovanja in je zagotovil jeklo z enako osnovno mikrostrukturo, vendar z velikostjo AZ v razponu ca 6 razredov po ASTM.

Iz naraščanja velikosti AZ v odvisnosti od temperature na sliki 6 smo izračunali navidezno aktivacijsko energijo za statično rekristalizacijo avstenita. Ta znaša 150 kJ/mol, kar je nekoliko nad vrednostjo, ki smo jo poznali za rekristalizacijo jekla z 0,42 % C<sup>4</sup> pri vročem valjanju. Razliko je treba verjetno pripisati razliki v sestavi jekla in v načinu deformacije.

Laboratorijski preizkusi in preiskave ohlajanja in mikrostrukture izkolkov v kovačnici so bili osnova za izbiro pogojev za preizkus termomehničnega kovanja ojnic, pri katerem smo kontrolirali temperaturo kovanja in hitrost ohlajanja izkolkov.

Vse preizkuse in preiskave smo izvršili na jeklu z 0,48 % C, 1,2 % Mn in 0,30 % Cr (Jeklo A). Iz



Slika 6

Odnos med temperaturo deformacije in velikostjo zrn, ki so nastala s statično rekristalizacijo avstenita

Fig. 6

Relationship between the temperature of deformation and the size of grains formed by static recrystallization of austenite

tega jekla smo izkovali tudi preizkusne ojnice. Primerjalne poboljšane ojnice iz tekoče proizvodnje so bile iz jekla z 0,38 % C, 0,78 % Mn in 0,58 % Cr (Jeklo B). Preizkusne ojnice (termomehanično skovane ojnice) so imele mikrostrukturo, ki jo kaže slika 2, primerjalne ojnice pa mikrostrukturo, ki je zelo podobna tisti, ki jo prikazuje slika 11.

Na preizkušancih, ki so bili deformirani v laboratoriju in so imeli po preseku enakomerna AZ, smo izvršili mehanske preiskave (meja plastičnosti, trdnost, duktilnost, žilavost, trajna trdnost pri rotacijskem upogibu), na ojnicah pa raztržne preizkuse in preizkuse trajne trdnosti pri izmenični natezno tlačni obremenitvi do  $2 \cdot 10^6$  nihajev.

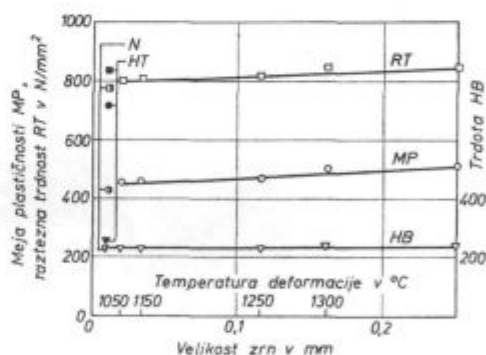
Prelome žilavostnih preizkušancev in prelome utrujenostnih preizkušancev smo pregledali v raster elektronskem mikroskopu, da bi dognali, kako se mikrostruktura in velikost AZ odražata na mehanizmu preloma.

### 4. REZULTATI

#### 4.1 Mehanski preizkusi

##### a) Kovani preizkušanci

Na slikah 12, 13 in 14 je prikazano, kako velikost AZ vpliva na različne lastnosti jekla. Na abscisi so navedene tudi temperature deformacije in prikazane lastnosti normaliziranega in poboljšane jekla.



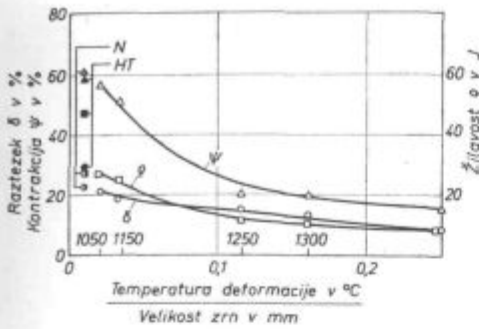
Slika 12

Vpliv velikosti austenitnih zrn na trdoto (HB), na mejo plastičnosti (MP) in na trdnost (RT). Jeklo A: N — normalizirano, HT — poboljšano stanje, nd — nedeformirano jeklo

Fig. 12

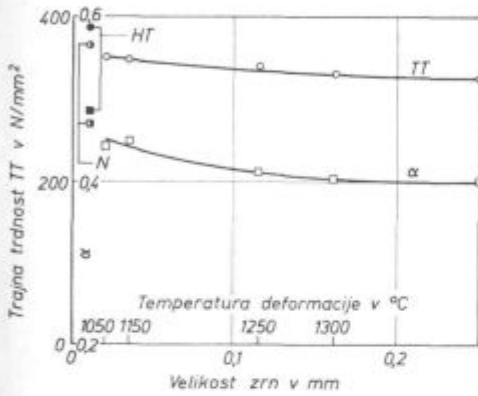
Influence of the size of austenite grains on the hardness (HB), yield point (MP), and strength (RT). Steel A: N — normalized, HT — quenched and tempered, nd — not deformed

Lastnosti normaliziranega jekla je mogoče ekstrapolirati iz lastnosti deformiranega jekla, tako da upoštevamo razlike v velikosti AZ, poboljšano jeklo pa ima znatno večjo žilavost in mejo plastičnosti kot jeklo s perlitno mikrostrukturo s podobno trdoto. Pri povečanju AZ počasi rastejo trdnost, meja plastičnosti in trdota jekla s perlit-



Slika 13  
Vpliv velikosti austenitnih zrn na žilavost ( $\rho$ ), raztezek ( $\delta$ ) in kontrakcijo ( $\psi$ ). Jeklo A. Označbe so enake kot na sl. 12

Fig. 13  
Influence of the size of austenite grains on the toughness ( $\rho$ ), elongation ( $\delta$ ), and contraction ( $\psi$ ). Steel A. Symbols the same as in Fig. 12



Slika 14  
Vpliv velikosti austenitnih zrn na trajno trdnost pri vrtnem upogibu (TT) in na razmerje med to trdnostjo in natezno trdnostjo ( $\alpha$ ). Jeklo A. Označbe so enake kot na sliki 12

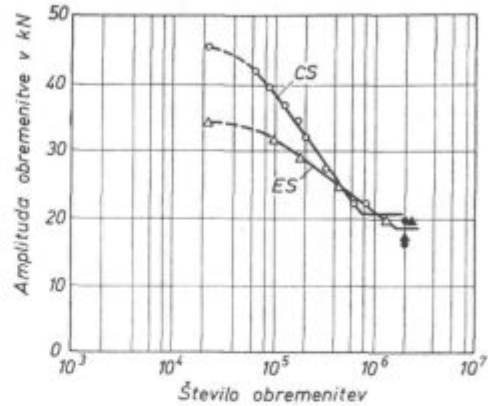
Fig. 14  
Influence of the size of austenite grains on the fatigue in rotation-bending test (TT), and on the fatigue/tensile strength ratio ( $\alpha$ ). Steel A. Symbols the same as in Fig. 12

no mikrostrukturo. Prav tako povečanje velikosti AZ zmanjšuje duktilnost (kontrakcijo in razteznosti) in žilavost jekla. Te lastnosti se hitreje zmanjšujejo, ko temperatura deformacije zraste preko ca 1170 do 1200 °C. Trajna trdnost pri rotacijskem upogibu (Wöhlerjeva trdnost) se nekoliko zmanjšuje, ko raste velikost AZ. Pomembno je, da je razlika med trajno trdnostjo poboljšane jekla in jekla s perlitno mikrostrukturo okoli 11 %, kar je mnogo manj od razlike v meji plastičnosti, ki dosega 57 % in je bližje razliki v trdnosti, ki dosega okoli 5 %. Dejstvo, da se trajna trdnost zmanjšuje, ko raste velikost AZ, kaže, da je v procesu nastajanja utrujenostne razpoke in nje-nega širjenja bolj udeležena duktilnost jekla, kot njegova trdnost. O tem bomo razpravljali kasneje.

b) Mehanski preizkusi ojníc

V tabeli 1 so prikazane največje in najmanjše velikosti AZ na treh presekih preizkusnih ojníc,

ki so označeni na sliki 3. V tabeli 2 pa so prikazane mehanske lastnosti preizkusnih in primerjalnih ojníc. Na sliki 15 je končno prikazano, kako se spreminja število nihajev do loma obeh vrst ojníc, odvisno od amplitude izmenične obremenitve do  $2 \cdot 10^6$  nihajev. Pri amplitudi obremenitve, ki povzroči prelom pri tem številu nihajev, odstopa časovna trdnost preizkusnih ojníc za manj od 10 %



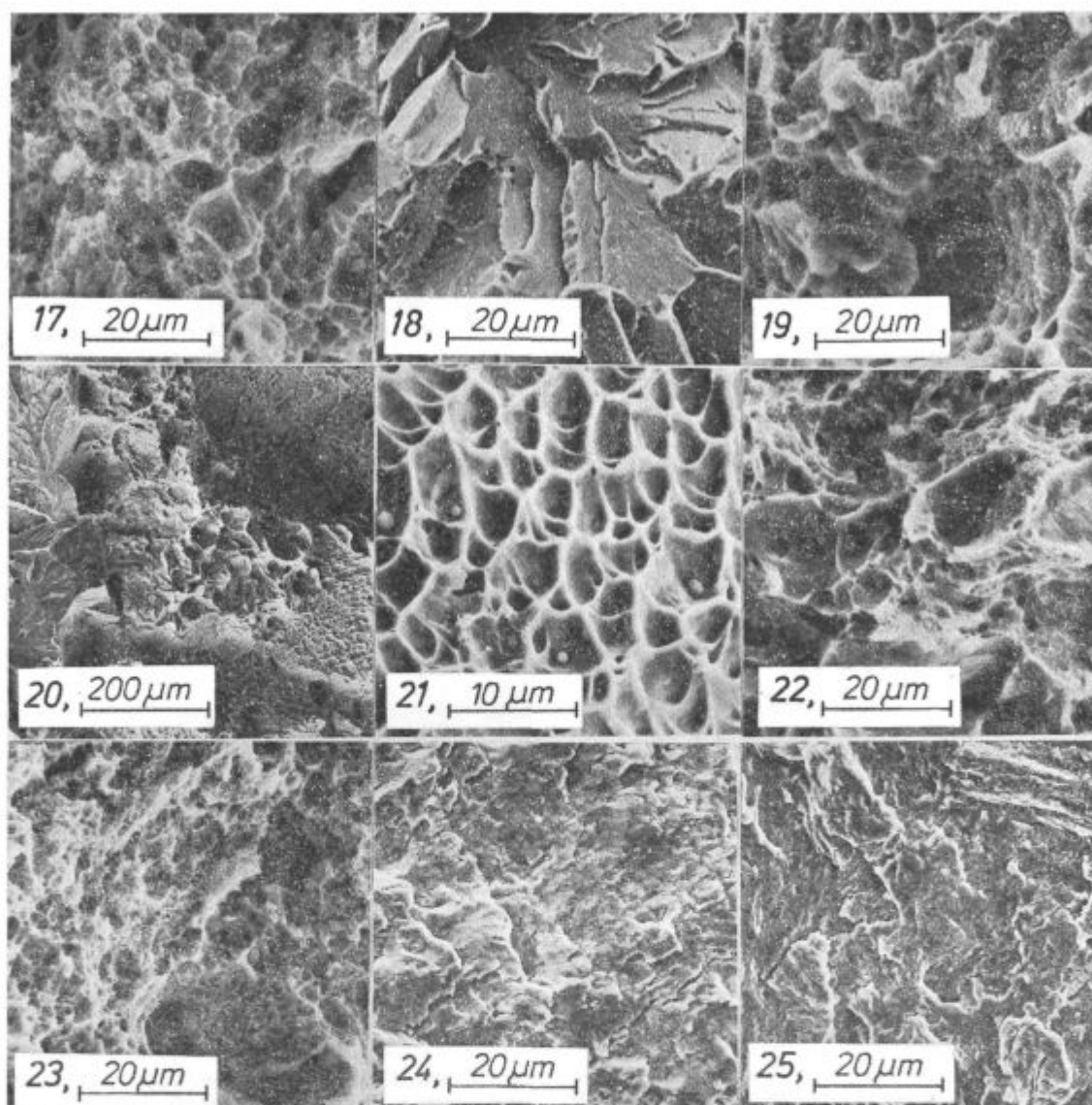
Slika 15  
Vpliv naraščanja števila obremenitev na odpornost preizkusnih (ES) ojníc iz jekla A in primerjalnih ojníc (CS) iz jekla B proti izmenični obremenitvi nateg tlak

Fig. 15  
Influence of the increased number of loads on the fatigue of tested shafts (ES) made of steel A, and the reference shafts (CS) made of steel B against the alternating compression-tension load

od časovne trdnosti primerjalnih ojníc iz tekoče proizvodnje, kar je blizu razliki v trdnosti. Razlika je mnogo večja pri večji amplitudi obremenitve in je blizu razliki v meji plastičnosti, ki znaša 60 % v korist poboljšanih ojníc. Pri zmanjšanju amplitude število obremenitev do zloma hitreje pada pri poboljšanih ojníc in je razlika pri  $2 \cdot 10^6$  nihajev že v intervalu trosenja rezultatov. Torej se jeklo s perlitno mikrostrukturo s približevanjem trajni trdnosti pri izmenični obremenitvi nateg — tlak (Wöhlerjevi trdnosti) obnaša tako, kot bi bila za odpornost proti utrujenosti odločilna trdnost jekla in ne njegova meja plastičnosti. To potrjuje rezultate preizkusov rotacijskega upogiba preizkušancev s homogenim AZ po preseku.

Opis in razpravo o mehanskih lastnostih lahko končamo z ugotovitvijo, da so utrujenostne lastnosti jekla s perlitno mikrostrukturo v primerjavi z jeklom s poboljšano mikrostrukturo podobne razmerju trdnosti jekla, ne pa razmerju meje plastičnosti ali duktilnosti obeh jekel. Dalje lahko ugotovimo, da s stališča odpornosti jekla proti utrujenosti perlitna mikrostruktura relativno malo zaostaja za poboljšano mikrostrukturo, kar seveda daje termomehničnemu kovanju uporabno perspektivo. Ni izključeno, da bi z optimalno ohladi-vijo jekla po kovanju dosegli celo mikrostrukturo, ki bi bila po lastnostih popolnoma enakovredna poboljšani mikrostrukturi s podobno trdoto.





Slika 17  
 Žilavi transkristalni prelom poboljšane jekla s slike 16

Slika 18  
 Krhki transkristalni prelom normaliziranega jekla s sl. 16

Slika 19  
 Žilavi intrakristalni prelom normaliziranega jekla s sl. 16

Slika 20  
 Prelom preizkušanca na sliki 16, ki je bil deformiran pri 1250 °C

Slika 21  
 Isti vzorec kot slika 20. Drobnojamičasta intrakristalna površina preloma

Slika 22  
 Raztržna žilava transkristalna prelomna površina preizkusne ojnice iz jekla A

Slika 23  
 Raztržna žilava transkristalna prelomna površina iz primerjalne ojnice iz poboljšane jekla B

Slika 24  
 Utrujenostna prelomna površina iz preizkusne ojnice iz jekla A

Slika 25  
 Utrujenostna prelomna površina primerjalne ojnice iz jekla B

Fig. 17  
 Tough transcrystalline fracture of quenched and tempered steel in Fig. 16

Fig. 18  
 Brittle transcrystalline fracture of normalized steel in Fig. 16

Fig. 19  
 Tough intracrystalline fracture of normalized steel in Fig. 16

Fig. 20  
 Fracture of test piece in Fig. 16 being deformed at 1250 °C

Fig. 21  
 The same sample as in Fig. 20. Fine-pitted intracrystalline surface of the fracture

Fig. 22  
 Torn tough transcrystalline fracture surface of the tested shaft made of steel A

Fig. 23  
 Torn tough transcrystalline fracture surface of the reference shaft made of quenched and tempered steel B

Fig. 24  
 Fatigue fracture surface of the tested shaft made of steel A

Fig. 25  
 Fatigue fracture surface of the reference shaft made of steel B

#### 4.2. Mikrofraktofske preiskave

Slika 16 prikazuje prelome žilavostnih preizkušancev. Na sliki vidimo, da se že po makroskopskem videzu razlikuje prelom poboljšane jekla od prelomov normaliziranega jekla in jekla deformiranega do 1150 °C, od prelomov jekla, ki je bilo deformirano pri 1250 °C in višje, oziroma je bilo samo ogrevano pri 1300 °C. Opazovanje v raster-elektronskem mikroskopu natančneje pokaže naravo teh razlik. Pobiljšano jeklo ima drobno jamičasti transkristalen žilav prelom (sl. 17). Normalizirano jeklo ima mešan žilav krhek transkristalen prelom (sl. 18 in 19). Del žilave dekohezije se je izvršil čez lamelaren perlit, tako da razločimo lamelarno mikrostrukturo na primerno orientiranih površinah večjih jamic. Zelo je podoben prelom jekla, ki je bilo deformirano pri 1050 °C. Na prelomu jekla, ki je bilo deformirano pri 1150 °C, opazimo poleg žilavega in krhkega transkristalnega preloma tudi otočke interkristalnega preloma. Ta oblika preloma prevladuje pri jeklu, ki je bilo deformirano pri 1250 °C in višje (sl. 20). Razvila se je na račun zmanjšanja žilave transkristalne površine. Večja povečava pokaže, da so interkristalne površine drobno jamičaste, torej žilave (sl. 21). Zanimivo je, da imajo jamice podobno velikost kot na prelomu poboljšane ali normaliziranega jekla. Natančneje opazovanje je pokazalo posamične dele prelomne površine s specifičnimi oblikami preloma, ki bodo posebej opisane.

Primerjava mikrostrukture in preloma pokaže, da je deformacija ob konici razpoke v grobozrnatem jeklu s perlitno mikrostrukturo omejena na feritni sloj po mejah. Jamičasta površina se razvije, če je debelina feritnega sloja zadostna. Če ferita ni ali je sloj ferita pretanek, se razvijejo degenerirane oblike preloma. Če je geometrija mikrostrukture ob konici razpoke primerna, se razpoka lahko širi krhko transkristalno ali redkeje žilavo transkristalno.

Raztržni prelomi preizkusnih ojníc so bili žilavi in transkristalni (sl. 22). Opazili nismo nobene razlike v velikosti jamic, ki bi ustrezala različni velikosti AZ po preseku ojnice. Prelomi primerjalnih poboljšanih ojníc so bili tudi žilavi in transkristalni (sl. 23).

Pregledali smo tudi prelome preizkušancev, ki so se prelomili pri preizkusu rotacijskega upogiba, in prelome, nastale pri nateznotlačnem izmeničnem trajnem preizkušanju ojníc. Prelomi ene in druge vrste so bili podobni. Na njih nismo opazili nobenih znamenj razlik v velikosti AZ in le nepomembno razliko zaradi razlike v mikrostrukturi jekla. Podobno velja za prelome ojníc. Prelomna površina je bila v vseh primerih transkristalna, imela je značilne brazde, ki kažejo na napredovanje razpoke v korakih (sl. 24 in 25) in številne razpoke, pravokotne na glavno ravnino preloma. Te razpoke so bile večinoma tudi pravokotne na smer napredovanja razpoke. Usmerjenost brazd ni

bila tako izrazita in je bila često različna na sosednjih področjih. Sodeč po tem, da so ta področja podobno velika v poboljšanem jeklu in v jeklu s perlitno mikrostrukturo, lahko zaključimo, da na prelomu ni znakov, katere bi lahko povezali z velikostjo avstenitnih zrn.

#### 5. ANALIZA REZULTATOV

V jeklu z mikrostrukturo iz zrn lamelnega perlita, obdanih s feritno opno, spremlja rast v velikosti AZ pomembno zmanjšanje žilavosti in duktilnosti, trdnostne lastnosti in trdota rahlo rastejo, spremeni se narava preloma, odpornost proti izmenični obremenitvi nateg-tlak in obremenitvi z rotacijskim upogibom pa se spremeni za največ 10 %. Torej obstaja neposredna zveza med duktilnostjo in naravo preloma, obe lastnosti jekla pa sta bolj povezani z mikrostrukturo, ali pravilneje povedano, z velikostjo AZ kot trdnostne lastnosti in odpornost jekla proti utrujanju. Te ugotovitve se ujemajo s podatki, ki smo jih našli v nekaterih virih, ki obravnavajo vpliv pregretja na nekatere lastnosti jekel.<sup>5, 6, 7</sup>

Za odvisnost med velikostjo AZ in duktilnostjo jekla predlagamo naslednjo razlago. Ferit je mehkejši od perlita, zato je razumna predpostavka, da prenaša večino deformacije med raztegovanjem, dokler se ne začne prelom jekla. V jeklu z majhnimi AZ je več ferita, pred nastankom preloma je večja deformacija, ki se kaže v večjem raztezu. Ferit se pri tej deformaciji utrdi in ob prelomu se usmerja napredovanje razpoke v transkristalno pot. Prelom je delno žilav, znak močne hladne deformacije tik ob konici napredujoče razpoke, ali pa krhek, torej brez deformacije ob konici razpoke. Ali se razvije ena ali druga vrsta preloma, je odvisno od orientacije mikrostrukture v posamičnih zrnih pred konico napredujoče razpoke. Sodeč po sedanjih opazovanjih, se krhka dekohezija pojavi tam, kjer lamele v perlitu ležijo v ravnini napredujočega preloma ali blizu nje.

V jeklu z velikimi AZ je manj ferita, zato je manjši raztezek pred prelomom in temu primerno manjša utrditev ferita s hladno deformacijo pred prelomom. Zato se prelomna razpoka širi interkristalno po najbolj šibki komponenti mikrostrukture. Deformacija ob konici razpoke je omejena na feritni sloj, zato dekohezija lahko degenerira v netipično obliko, če je ta sloj pretanek ali ga ni. Če so pogoji ob konici razpoke primerni, se prelom lahko širi tudi krhko intrakristalno ali redkeje žilavo, podobno, kot velja za jeklo z majhnimi AZ.

Pri širjenju prelomne razpoke v korakih, ki je značilno za izmenično obremenitev jekla, velikost zrn ne prihaja do izraza. Prelom napreduje izrazito transkristalno v korakih, katerih širina je odvisna od realne napetosti v jeklu, torej je tem večja, čim manjši je preostali del preloma.

Obnašanje jekla pri trajni izmenični obremenitvi je odvisno od odpornosti proti nastanku začetne razpoke, ki se lahko razširi preko celega preseka preizkušanca, in od odpornosti jekla proti širjenju te razpoke pri nadaljevanju obremenitve. Na osnovi rezultatov mehanskih preizkusov je bila izražena domneva, da je zmanjšanje izmenične trdnosti jekla zaradi naraščanja AZ iskati v tem, da se s povečanjem AZ olajša nukleacija kritične razpoke. Razmislimo o tem nekoliko bolj podrobno: Trajna izmenična trdnost eksperimentalnih ojnic je pri veliki amplitudi obremenitve mnogo manjša kot izmenična trdnost primerjalnih ojnic. Pri velikih amplitudah obremenitve je razlika med obema vrstama ojnic blizu razlike v meji plastičnosti; pri majhnih amplitudah, ki so blizu trajni izmenični trdnosti (Wöhlerjevi trdnosti) pa je razlika med obema vrstama ojnic mnogo manjša in primerjavna z razliko v trdnosti. Lahko bi rekli, da se jeklo z mikrostrukturo iz zrn perlita, obdanih s feritno opno, pri velikih amplitudah obremenitve obnaša kvazi statično in da prihaja do utrujenostnega obnašanja šele pri manjših amplitudah.

V obliki prelomne površine ni razlike med jeklom s perlitno mikrostrukturo in jeklom s poglobljeno mikrostrukturo, da bi razložila razliko med obema vrstama ojnic pri veliki amplitudi obremenitve. Mikrostruktura obeh vrst ojnic je sestavljena iz istih komponent, feritne matrice in cementita, ki pa je krogličast v poglobljenih ojnicah in lamelaren v preizkusnih ojnicah, kar je vzrok za veliko razliko v meji plastičnosti in mnogo manjšo razliko v trdnosti. Ker je pri prelomu pomembna predvsem trdnost, lahko podobnost v obliki prelomne površine vzamemo za znak, da imata obe mikrostrukturi podobno odpornost proti širjenju transkristalne razpoke pri nadaljevanju izmenične obremenitve. To potrjuje tudi dejstvo, da ni pomembne razlike v širini koraka utrujenostne razpoke med obema vrstama ojnic pri enaki amplitudi obremenitve. Zato se nam zdi logično, da je razlika med obema vrstama ojnic posledica različne odpornosti jekla proti začetnemu širjenju razpoke. Površina obeh vrst ojnic je bila obdelana s peskanjem, zato jo lahko izključimo kot vplivni dejavnik. Istočasno pa so poškodbe površine od peskanja tolikšne, da lahko v procesu preloma zanemarimo nukleacijo razpoke, ki je pri idealni površini prva stopnja nastanka utrujenostnega preloma.

Poglobljena mikrostruktura je v mikroskopskem merilu bolj homogena kot perlitna. V tej mikrostrukturi je feritna opna okoli perlitnih zrn šibkejša komponenta in pričakovati je, da se bo v začetni fazi preloma razpoka razvila v feritni opni po kristalnih mejah, preden se preusmeri na transkristalno pot. Na ojnici, ki se je prelomila pri veliki amplitudi, smo našli detajl površine s poligonalno obliko, kar je znak, da je interkristalne narave. Ta del smo našli na mestu, kjer je bilo

po drugih značilnostih sklepati, da se je prelom začel. Na drugih ojnicah je bilo ob začetku preloma opaziti dele površine, ki so po obliki odstopali od transkristalne površine, vendar so bili preveč mehansko poškodovani, da bi se dalo opredeliti njihovo naravo. Oblika interkristalne površine ni podobna tisti, ki je nastala pri udarnem prelomu jekla. Na njej opazimo malo izrazito periodičnost, ki kaže, da je razpoka napredovala vzdolž meje v korakih. Oblika prelomne površine torej kaže, da je lahko razlika v trajni trdnosti obeh vrst ojnic pri veliki amplitudi obremenitve posledica feritne opne po mejah perlitnih zrn. Na meji, ki je primerno usmerjena glede na smer sile, se površinska poškodba razvije v razpoko, ki raste v notranjost jekla, dokler zaradi geometrije mikrostrukture ali globine razpoke niso dani pogoji za transkristalno napredovanje, ki privede do končnega zloma.

Trajna trdnost pri rotacijskem upogibu se zmanjšuje, ko raste velikost AZ. To kaže, da pri razvoju začetne razpoke ni pomembna samo usmeritev kristalnih mej glede na smer obremenitve. Takih mej je gotovo več v drobnozrnatem kot v finoizrnatem jeklu. Kazalo bi torej, da je pomembnejši drugi dejavnik, to je lokalna koncentracija napetosti. Pričakovati je, da je koncentracija napetosti večja v grobozrnatih mikrostrukturah predvsem zato, ker se v ciklu ponavljajoče se obremenitve gibanje dislokacij, ki jo spremlja,<sup>8</sup> omejeno na manj številne točke. To ustvarja na teh mestih tem večje napetosti, čim bolj je mikrostruktura jekla heterogena, torej čim večja so perlitna zrna in meje, ki jih obdajajo.

Jeklo s poglobljeno mikrostrukturo presega v žilavosti in v meji plastičnosti za več kot 50 % jeklo s perlitno mikrostrukturo, ki je nastala pri kontroliranem ohlajanju, medtem ko je razlika v raztržni trdnosti največ 10 % in podobna razliki v trajni izmenični trdnosti jekla. Če vzamemo to kot osnovo za oceno uporabnosti jekla, potem je utemeljen sklep, da je pri vrednotenju uporabne lastnosti jekla s perlitno mikrostrukturo pomembnejša raztržna trdnost kot meja plastičnosti. To se tudi ujema s teoretičnimi predvidevanji, da je trajna trdnost odvisna od trdnosti in kontrakcije jekla,<sup>8</sup> ki pa v tem delu ni popolnoma potrjena.

Rezultati tega dela kažejo, da je mogoče na osnovi lastnosti preizkušancev, ki imajo enakomerna AZ po preseku in katere je mogoče razmeroma enostavno pripraviti v laboratoriju, realno soditi tudi o lastnostih izkivkov, ki imajo neenakomerna AZ po preseku. Končno kažejo rezultati da so lastnosti termomehانيčno skovanih ojnic take, da opravičujejo nadaljevanje dela. Cilj je uveljaviti ta postopek v industrijski rabi. Pred tem pa je potrebno izvršiti še dodatne raziskave, da bi našli najprimernejše jeklo ter ugotovili take pogoje ohlajanja izkivkov po kovanju, da bodo dosežene optimalne lastnosti jekla s perlitno mikrostrukturo.



## 6. SKLEPI

Raziskavo smo izvršili s ciljem, da ugotovimo kako velikost avstenitnih zrn vpliva na lastnosti jekla, ki ima mikrostrukturo iz zrn lamelnariga perlita, obdanih s feritno opno. Preizkuse in preiskave smo izvršili na preizkušancih, ki so bili pripravljene v laboratoriju in so imeli po preseku enakomerna zrna, in na industrijsko skovanih ojnica, ki so imele po preseku neenakomerna avstenitna zrna. Kot primerjavo smo uporabili boljše preizkušance in ojnice iz tekoče industrijske proizvodnje. Rezultati dela omogočajo naslednje sklepe:

— z naraščanjem temperature deformacije eksponentialno raste velikost avstenitnih zrn, ki nastanejo s statično rekristalizacijo avstenita;

— s povečanjem avstenitnih zrn se pomembno zmanjšujeta žilavost in duktilnost jekla s perlitno mikrostrukturo; spreminja se narava preloma, ki nastane pri raztržnem in udarnem preizkusu, rahlo zrastejo trdnostne lastnosti in trdota, nekoliko se zmanjša trajna trdnost pri izmenični obremenitvi, ne spremeni pa se narava preloma pri tej obremenitvi;

— meja plastičnosti in žilavost jekla sta za več kot 50 % večji v poboljšanem stanju kot v kontrolirano ohlajenem stanju, raztržna trdnost in trajna trdnost pri izmenični obremenitvi pa zastajata največ za 10 %;

— rezultati dosedanjega dela kažejo, da lahko da termomehnično utopno kovanje ojnica (kovanje pri določeni temperaturi s kontroliranim ohlajanjem) jeklu lastnosti, ki ne zaostajajo pomembno za lastnostmi poboljšane jekla. Zato lahko iščemo v tej smeri možnost za racionalizacijo izdelave lahkih izkrokov z utopnim kovanjem.

Sredstva za izvršitev tega dela je prispevala RS Slovenije. Preiskave v raster mikroskopu je izvršila M. Jakupovič, preizkuse ojnica pa B. Arzenšek.

## Literatura

1. F. Vodopivec: Opredelitev parametrov za perlitno kovanje, Poročilo Metalurškega inštituta Ljubljana, september 1978.
2. F. Vodopivec, S. Jurca, F. Filipov in K. Kuzman: Raziskave rekristalizacije in premene vroče deformiranega jekla, Poročilo Metalurškega inštituta Ljubljana, avgust 1978.
3. F. Vodopivec, S. Jurca, J. Zvokelj, F. Filipov in K. Kuzman: Sheffield International Conference on hot working and forming processes, Sheffield, 1979.
4. R. A. Petkovič, M. J. Luton in J. J. Jonas: Canadian Metallurgical Quarterly 14, 137, 1975.
5. D. Frodl, A. Ramdak in K. Vetter: Härterei Technische Mitteilungen 29, 169, 1974.
6. D. S. Mc Darmaid: Metals Technology 5, 7, 1978.
7. R. W. Gardiner: Metals Technology 4, 536, 1977.
8. G. E. Dieter: Mechanical Metallurgy, Mc Graw Hill, 1976.

## ZUSAMMENFASSUNG

Im Artikel werden die Eigenschaften des Stahles und der gesenkschmiedeten Pleulstangen mit dem Gefüge aus lamelarem Perlit und Ferrit behandelt und mit den Eigenschaften des Stahles und der Pleulstangen aus vergütetem Mikrogefüge verglichen. Die gesenkschmiedeten Pleulstangen haben über den Querschnitt verschiedene Austenitkorngrösse (AKG) die mit der Schmiedetemperatur zunimmt. Die Stahlproben mit 0,48 % C und 1,2 % Mn sind durch Schmieden des Stahles im Temperaturintervall von 1050 bis 1300 °C und kontrollierter Abkühlung des Mikrogefüges aus lamelarem Perlit und Ferrit und der Austenitkorngrösse im Intervall von ca 6 Klassen nach ASTM vorbereitet worden. Durch die Vergrösserung der AKG im Stahl mit perlitischem Mikrogefüge vermindert sich die Zähigkeit, die Verformbarkeit und die Festigkeit, die Härte und die Streckgrenze werden geringfügig grösser.

Die Verminderung der Zähigkeit und der Verformbarkeit ist nicht gleichmässig, sondern wird grösser, wenn die Verformungstemperatur 1200° überschreitet. Auch bei der grössten AKG wird die Verminderung der Festigkeit des Stahles beim Rotationsbiegeversuch nicht grösser als 10% im Vergleich mit dem Vergüteten Stahl ähnlicher

Härte und bei der Vergrösserung der Grösse der AKG für ca 6 ASTM Klassen. Das ist sehr nahe der Festigkeitsdifferenz und viel weniger von der Differenz in der Streckgrenze. Mit grösser werdender AKG ändert sich die Natur des Bruchgefüges und zwar entsteht auf die Kosten der transkristallinen zähen Stahloberfläche eine interkristalline zähe Oberfläche. Unter den Bedingungen die eine maximale AKG zusicherten sind die Versuchskurbelwellen mit einem Mikrogefüge aus Perlit und Ferrit geschmiedet worden und deren Eigenschaften mit den Eigenschaften der Pleulstangen aus der laufenden Produktion verglichen worden. Es hat sich gezeigt, dass die Versuchspulelstangen ein viel kleinere Streckgrenze und nur geringfügig kleinere Festigkeit und Wechselfestigkeit als die Pleulstangen aus der fließenden Produktion besitzen. Es gibt keinen nennenswerten Unterschied in der Bruchform, welcher durch die Wechselbeanspruchung der beiden Pleulstangensorten entsteht. Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass durch das Termomechanische Schmieden, Pleulstangen hergestellt werden können, die nach der statischen Schwingungsfestigkeit und nahe der vergüteten Pleulstangen aus der konventionellen Produktion sind.



## SUMMARY

The paper discusses the steel characteristics and the die forging of shafts with the microstructure composed of lamellar pearlite and ferrite and compare it with the steel and the shafts where the microstructure was obtained by quenching and tempering. Die forged shafts contain various sizes of austenite grains across the cross section, and they increase with the increased temperature of forging. Steel samples with 0.48% C and 1.2% Mn were forged between 1050 and 1300 °C and cooled under the controlled conditions. Their microstructure consisted of lamellar pearlite and ferrite while size of austenite grains varied in the interval of 6 grades according to ASTM. The increased austenite grain size in steel with pearlitic microstructure reduces the toughness, plasticity, and the fatigue strength while the tensile strength, hardness, and yield point are slightly higher. Toughness and plasticity reduction is not uniform but it is greater if the deformation temperature exceeds 1200 °C. Even with the greatest size of austenitic grains the reduction of steel fatigue strength in rotary

bending is not greater than 10% compared with that of the quenched and tempered steel of a similar hardness. Difference in fatigue strength is thus close to the difference of tensile strength, but the difference in strength is difference in yield point is substantial. The increased size of austenite grains changes the characteristics of the fracture since instead of transcrystalline tough surface an intercrystalline tough surface appears. Under the conditions when the maximal size of austenite grain was limited, the test shafts with pearlite-ferrite microstructure were forged and their properties compared with those taken from the regular production process. The test shafts had much lower yield point and slightly lower strength and fatigue strength than the shafts in the regular production cycle. Fracture appearance did not show any essential difference in fatigue tests. The investigation results show that the thermomechanical forging of shafts gives shafts which tensile and fatigue strengths are close to those from a conventional manufacturing process being quenched and tempered.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В статье рассмотрены свойства стали и ковка в штампах шатунов с микроструктурой из слоистого перлита и феррита. Приведено сравнение с сталью и шатунами с улучшенной микроструктурой. Шатуны изготовленные ковкой в штампах имеет по сечению различную величину аустенитных зерен. С повышением температурыковки их величина увеличивается. При ковке стали между 1050 и 1300 °C были приготовлены образцы стали с 0,48 % C и 1,2 % марганца, с микроструктурой из слоистого перлита и феррита контролируя охлаждение и с величиной аустенитных зерен прибл. в 6-ти классах по ASTM.

С увеличением величины аустенитных зерен в стали с микроструктурой уменьшается вязкость, пластичность и усталостная прочность при нагрузке с симметричным циклом, а слегка увеличивается прочность, твердость и предел пластичности. Уменьшение вязкости и пластичности неравномерное и увеличивается как только температура деформации превышает прибл. 1200 °C. Также при самой большой величине аустенитных зерен уменьшение прочности стали при вращательном изгибе не пре-

вышает 10% сравнивая эту сталь с подобной сталью в улучшенном состоянии что касается твердости и увеличения аустенитных зерен на прибл. 6 классов по ASTM. В отношении на прочность это ближе разницы, но гораздо меньше разницы предела пластичности. С увеличением величины аустенитных зерен изменяться вид излома стали как следствие транскристаллизации вязкой поверхности — получается межкристаллическая вязкая поверхность. В условиях, которые обозначили ограниченную максимальную величину аустенитных зерен приготовлены опытные шатуны с микроструктурой из перлита и феррита, и их свойства сравнены с свойствами шатунов из серийного производства. Оказалось, что предел пластичности этих опытных шатунов гораздо ниже, также немного меньше прочность и усталостная прочность при сравнении с шатунами серийного производства. На излому, полученном при переменной нагрузке обоих видов шатунов разница не отмечена. Результаты исследования показали, что с термомеханической ковкой можно изготовить шатуны, которые по статической и длительной усталостной прочности не отстают от шатунов традиционного производства.

# Poskus ocenjevanja prostih baz z merjenjem pH vodnih raztopin žlinder

UDK: 669.187.28:541.132.3  
ASM/SLA: D11n, V2j

Šimnic M., B. Dobovišek, J. Lamut

S poskusi smo določali bazičnost silikatnih talin sistemov  $\text{CaO-SiO}_2$ ,  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  in  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  s pomočjo merjenja pH njihovih vodnih raztopin. Žlindre, staljene pri 1873 K in hitro ohlajene, smo zmerili in stresli za določen čas v vodo in merili pH nastalih vodnih raztopin. Ugotovili smo odnos med bazičnostjo in pH. V sistemih  $\text{CaO-SiO}_2$  in  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  je ta odnos linearen in z rastočim  $\text{CaO}$  raste. V sistemu  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  pa z naraščanjem vsebnosti baz raste pH vodnih raztopin hitreje, kot se spreminjata  $\text{CaO}$  in  $\text{MgO}$  v talinah.

## UVOD

Leta 1948 je bil objavljen članek,<sup>1</sup> ki poroča o določanju bazičnosti žlinder s pH njihovih vodnih raztopin. Natančnost merjenj je bila  $\pm 0,3$  V, kjer je razmerje med  $\text{CaO/SiO}_2 + \text{P}_2\text{O}_5$ . Metoda je empirična in je osnovana na fizikalnih meritvah v vodni raztopini žlinder. Rezultati pa so odvisni od topnosti in ionizacije žlindrinih sestavin v vodi.

S pH merimo le koncentracijo vodikovih ionov, ki jo povzroča raztapljanje bazičnih sestavin žlindre. Zato je metoda uporabna le za popolnoma homogene žlindre, ker lahko prisotnost neraztopljenih sestavin bistveno spremeni rezultate. Na natančnost merjenj vplivajo še: absorbcija  $\text{CO}_2$  iz zračne atmosfere, temperatura raztopine, pri kateri izvajamo meritve, ter čas mešanja, oz. tresenja suspenzije žlindre in vode. Te pogoje je zato treba držati konstantne, kar pa ni tako lahko. V omenjenem članku razberemo, da je avtorjem uspelo delati s koeficientom korelacije 0,85. Za praktično kontrolo bazičnosti žlindre pa naj bi bila določitev v meji  $\pm 0,15$  V (bazičnosti). Temu pogoju pa je ustrezalo le 32 % preiskanih žlinder.

Poleg navedenih pogojev, ki vplivajo na pH vodnih raztopin žlinder, oz. na pravilnost rezultatov, so le-ti odvisni še od strukture ohlajenih žlinder in s tem tudi od načina hlajenja. V praksi žlindre niso ravnotežne in zato tudi ne homogene. Med ohlajanjem lahko zato kljub enaki kemični sestavi zaradi različnih kristalizacijskih poti dobimo žlindre, ki se po strukturi razlikujejo med seboj. Končno pa tudi ohlajene žlindre nimajo enake dejanske sestave kot staljene.

Kljub temu, da v opisanem članku<sup>1</sup> reproduktivnost in natančnost rezultatov ni ohrabrujoča, smo vendar menili, da nam lahko te vrste raziskava koristi pri vrednotenju metalurških žlinder, saj mora biti topnost bazičnih sestavin žlindre v vodi v določeni relaciji do njihove aktivnosti v njih.

Za oceno rekreacijske sposobnosti žlinder moramo delati številne poskuse pri visokih temperaturah. Taki poskusi so dragi in zamudni. Za obratno prakso pa želimo poznati bazičnost, oziroma reakcijsko sposobnost žlinder takrat, ko izdelujemo jeklo. Večina poskusov določanja reaktivnosti, oziroma reakcijske sposobnosti žlinder pa je vezana na študij poteka reakcij med žlindrami in jeklom, kar je zamudno. Ena od možnosti je tudi, da določimo mineralno paragenezno žlinder in z njeno pomočjo sklepamo na njihovo bazičnost, oziroma reaktivnost.<sup>2</sup>

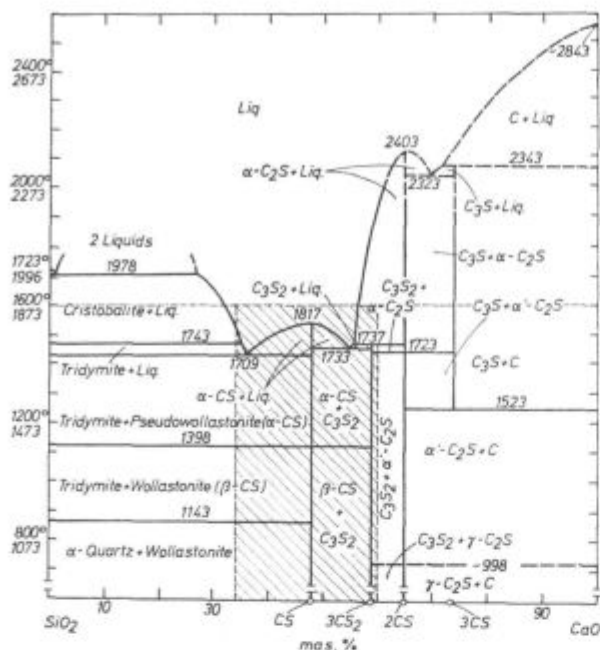
## PRIPRAVA ŽLINDER

Po programu raziskav smo merili pH vodnih raztopin žlinder. Vzorce žlinder za določanje prostih baz smo pripravili iz sintetičnih surovin. Zmesi določene sestave smo stalili v grafitnih lončkih in jih nato homogenizirali pri 1873 K. V večini primerov smo žlindre pretaljevali dvakrat, da smo dobili bolj homogeno raztopino. Žlindre smo hladili v enem primeru hitro in v drugem počasi. Hitro smo jih hladili tako, da smo jih vlili v železno kokilo, počasi pa tako, da smo jih ohlajali v segretem grafitnem lončku, v katerem smo jih stalili. Različne hitrosti ohlajanja smo uporabljali zato, da smo ugotavljali, kako vpliva način vzorčenja žlinder na oceno bazičnosti. Študirali smo odnos med pH in razmerjem  $\text{CaO/SiO}_2$  v čistem sistemu  $\text{CaO-SiO}_2$  in razmerjem  $\text{CaO} + \text{MgO/SiO}_2$  ter  $\text{CaO/SiO}_2$  v sistemih  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  in  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ .

### Sistem $\text{CaO-SiO}_2$

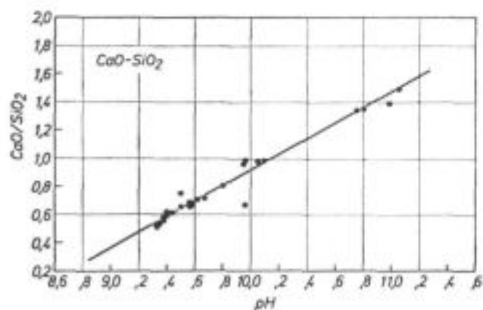
Področje, iz katerega smo izdelali vzorce žlindre, je označeno na faznem diagramu na sliki 1.

Sestavine talin so bile v območju bazičnosti med 0,51 in 1,49. Rentgenska analiza dvakrat taljene in počasi hlajene žlindre s sestavo  $\text{CaO} - 57,72$  in  $\text{SiO}_2 - 42,25$  mas. % je pokazala, da sta v žlindri samo kremen in wollastonit ( $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ ).



Slika 1 Sistem CaO-SiO<sub>2</sub> z vrisanim področjem uporabljenih talin  
Fig. 1 CaO-SiO<sub>2</sub> system with the marked region of applied melts

V strnjem stanju nismo dobili vseh faz, ki smo jih pričakovali glede na ravnotežni fazni diagram. Sestave sintetičnih žlinder, ki smo jih uporabljali za poskuse, so bile v področju dikalcijevega — trikalcijevega silikata in wollastonita, našli pa smo poleg prej omenjenih spojin le sledove dikalcijevega silikata. Staljene žlindre tega sistema so po literarnih podatkih v koncentracijskem območju med 2 CaO · SiO<sub>2</sub> in CaO · SiO<sub>2</sub>, po ionski teoriji sestavljene iz ionov Ca<sup>2+</sup>, SiO<sub>4</sub><sup>4-</sup>, Si<sub>3</sub>O<sub>9</sub><sup>6-</sup> in O<sup>2-</sup>, kar bi ustrezalo obema gornjima spojinama.<sup>4</sup> Pri ne dovolj počasnem hlajenju pa ostane struktura staljenih žlinder delno tudi v trdnem stanju. Zato tudi difraktogram žlindre ne ustreza ravnotežno izločenim fazam. V staljenih žlindrah kemičnih spojin ni, vsaj ne v kemijskem — stehiometričnem smislu, pač pa lahko sprejme-



Slika 2 Sistem CaO-SiO<sub>2</sub>. — Odvisnost pH vodne raztopine v odvisnosti od bazičnosti talin  
Fig. 2 CaO-SiO<sub>2</sub> system: Relationship between the pH of water solutions and the basicity of melts

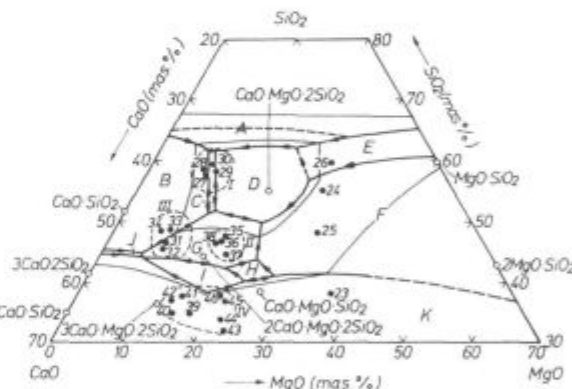
mo, da se določeni ioni zbirajo v skupine, po sestavi podobne omejenim spojinam. Pripomniti je treba še, da med počasi in hitro hlajenimi talinami tega sistema nismo dobili bistvenih razlik v strukturi. Vendar gre pri hitrem določanju bazičnosti za določanje dejanske bazičnosti žlinder pri 1873 K, ne pa za določanje bazičnosti žlinder v ravnotežnem stanju.

Gram zmletega vzorca, presejanega skozi sito 0,060 DIN, smo digerirali 10 minut s 100 mm<sup>3</sup> prekuhane destilirane vode. Po tem času smo vzorec filtrirali, ga dobro sprali z destilirano vodo in določili pH vrednost. Rezultate teh meritev kaže slika 2. Najmanjša vrednost pH je bila 7,8, najvišja pa 12. CaO tvori kalcijev hidroksid, ki se delno topi v vodi. Koncentracijo OH ionov v vodi določimo z merjenjem pH. Topnost kalcijevega hidroksida je pri 283 K enaka 0,131 g, pri 353 K pa le 0,07 gramov na 1 dm<sup>3</sup>. Med bazičnostjo žlinder in pH obstaja medsebojna zveza, ki jo kaže diagram na sliki 2.

Z rastočo bazičnostjo raste pH vodne raztopine linearno, dobljeni rezultati pa veljajo za območje med bazičnostjo 0,5 do 1,5.

Sistem CaO-MgO-SiO<sub>2</sub>

Slika 3 kaže ravnotežni fazni diagram CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> z vrisanimi področji sestave žlinder, s katerimi smo delali poskuse.<sup>4</sup>



Slika 3 Sistem CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> — področje homogene taline pri 1873 K z vrisanimi sestavami naših preizkušancev  
Fig. 3 CaO-SiO<sub>2</sub> system: Region of homogeneous melt at 1873 K with the marked compositions of samples

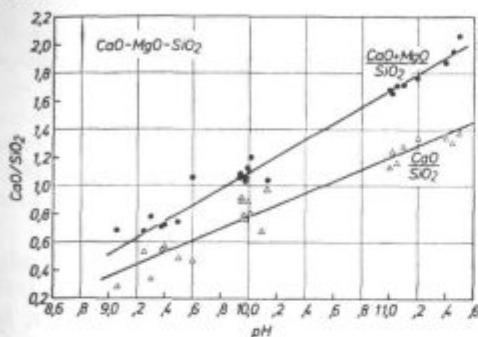
Tudi te žlindre so bile pripravljene pri 1873 K. Žlindre so bile izbrane tako, da se nahajajo v skoraj celotnem področju homogene taline pri 1873 K. V prvem območju naj bi prevladovala diopsid in wollastonit, v drugem (II) wollastonit in akermanit, v tretjem (III) akermanit, v področju (IV) pa CaO-MgO · SiO<sub>2</sub> — periklas. Ostale žlindre so po analizi na področjih med 20—35 % MgO in do okrog 20 % CaO.

Rentgenska analiza žlindre tega tipa s CaO — 26,06, MgO — 35,12 in SiO<sub>2</sub> — 28,26, t. j. z bazičnostjo CaO + MgO/SiO<sub>2</sub> = 1,59, oziroma s CaO/

$/\text{SiO}_2 = 0,68$ , ki je bila enkrat taljena in hlajena počasi, je pokazala, da je v njej pretežni del CaO in MgO vezan na akermanit in monticellit.

Dodatek MgO je povzročil, da ima žlindra nižje tališče, kot žlindra brez MgO. Obenem pa se porabi ves CaO in MgO za tvorbo spojin CaO . MgO . SiO<sub>2</sub> in 2 CaO . MgO . 2 SiO<sub>2</sub>, ki se slabše topita v vodi od čistih kalcijevih silikatov. V takih žlindrah tudi ni prostega CaO. V primerih, da je sestava žlindre v kislem območju, dobimo pri hitrem ohlajanju steklasto strjeno žlindro, ki vsebuje še kremen. Rentgenska analiza je pokazala veliko amorfnih snovi in šele začetek kristalizacije.

Naslednja slika kaže odvisnost pH od bazičnosti žlinder.



Slika 4  
Odvisnost pH vodne raztopine talin sistema CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> od razmerja  $\frac{\text{CaO} + \text{MgO}}{\text{SiO}_2}$  in  $\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2}$ .

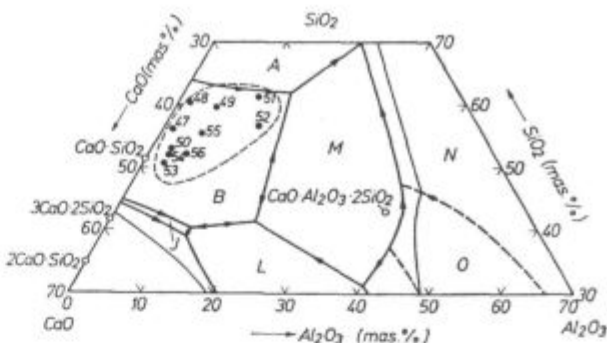
Fig. 4  
Relationship between the pH of water solutions of the melts of the CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> system and the  $(\text{CaO} + \text{MgO})/\text{SiO}_2$  and  $\text{CaO}/\text{SiO}_2$  ratios

Če vzamemo za primerjalno stanje binarni sistem CaO-SiO<sub>2</sub>, je v trikomponentnem sistemu CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> s povečano bazičnostjo CaO + MgO/SiO<sub>2</sub>, ki gre na račun zamenjave CaO z MgO, krivulja, ki kaže odnos med pH vrednostjo vodne raztopine in bazičnostjo, pomaknjena v levo, kar pomeni, da je bazičnost višja pri enakem pH, oziroma v primerjavi s čistim sistemom CaO-SiO<sub>2</sub> je bazičnost in tudi reakcijska sposobnost take žlindre nižja. Na sliki je narisana še krivulja za odvisnost pH od razmerja CaO/SiO<sub>2</sub> za iste taline. Ta krivulja se bolj približuje krivulji za primerjalni čisti sistem CaO-SiO<sub>2</sub>, kar kaže, da se MgO zelo slabo raztoplja v vodi. Njegova topnost je 0,00062 g/mm<sup>2</sup> pri 283 K, oziroma 0,0086 g/mm<sup>3</sup> pri 303 K.<sup>5</sup>

Sistem CaO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Sintetične taline sistema CaO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> so pripravljene tako, da je bila njihova bazičnost, oziroma razmerje med CaO in SiO<sub>2</sub> od 0,6 do 0,99. Področje sestave žlinder je narisano v ustreznem faznem diagramu.

Žlindre se po analizi nahajajo v področju pseudowollastonita. Večina žlinder je strjena steklasto, v talini pa smo našli wollastonit in anortit CaO . Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> . 2 SiO<sub>2</sub>.

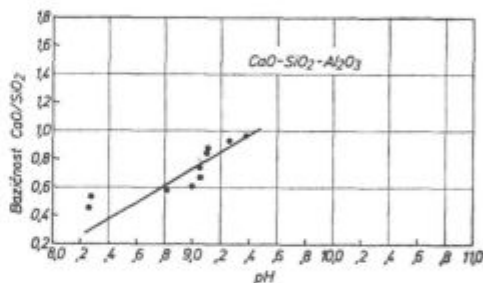


Slika 5  
Sistem CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> — področje homogene taline pri 1873 K z vrisanimi sestavami naših talin

Fig. 5  
CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> system: Region of homogeneous melt at 1873 K with marked compositions of melts

Pri teh žlindrah smo dobili odnos med odnosom CaO/SiO<sub>2</sub> in pH, kot kaže slika 6.

Krivulja, ki kaže to odvisnost, je v celoti pomaknjena proti levi, kar pomeni, da kaže za enako bazičnost CaO/SiO<sub>2</sub> nižje vrednosti za pH. To je, da je CaO v teh žlindrah močneje vezan kot v čistih žlindrah sistema CaO-SiO<sub>2</sub>.



Slika 6  
Odvisnost pH vodne raztopine talin sistema CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> od razmerja  $\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2}$

Fig. 6  
Relationship between the pH of water solutions of the melts of the CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> system and the  $\text{CaO}/\text{SiO}_2$  ratio

ZAKLJUČKI

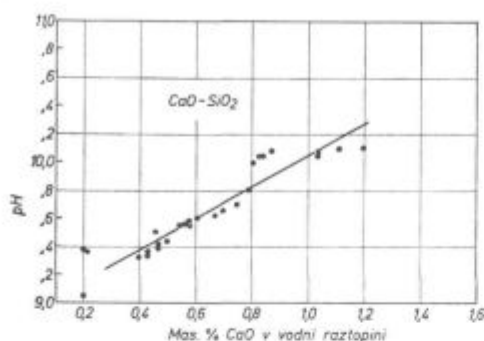
Raziskave so pokazale, da obstaja zveza med bazičnostjo silikatnih talin in pH njihovih vodnih raztopin. V sistemu CaO-SiO<sub>2</sub> je ta odvisnost še posebno izrazita. Podobno odvisnost smo ugotovili tudi v sistemu CaO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, v katerem je edina v vodi topna bazična komponenta CaO. V sistemu CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> pa ti odnosi niso več tako jasni. Gre namreč za vpliv MgO na raztapljanje CaO v vodi. MgO se slabše topi v vodi kot CaO. To dokazujejo tudi rezultati na sliki 4 v primerjavi z rezultati na sliki 2.

Da bi ugotovili, kolikšen je vpliv MgO, smo vodne raztopine sistema CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> titrirali enkrat z n/10 HCl in določili vsoto »baz«, raztopljenih v vodi kot (CaO)<sup>+</sup>. Posebej pa smo še del



te raztopine titrirali s  $\text{KMnO}_4$  in določili ustrezni % CaO. Rezultate teh meritev kažeta sliki 7 in 8.

V čistem sistemu  $\text{CaO-SiO}_2$  je odnos med dobljenim »prostim« CaO in pH skoraj linearen. Z naraščanjem CaO v raztopini raste pH, oziroma

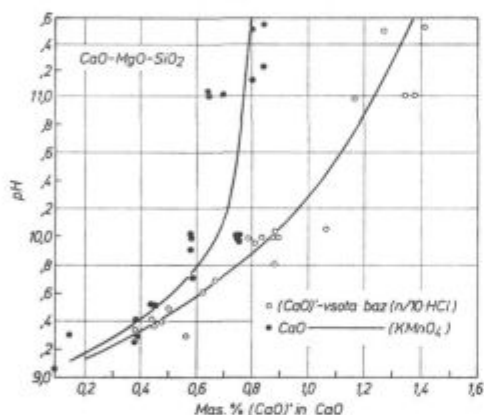


Slika 7

Odvisnost pH vodne raztopine talin sistema  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  od »vsote baz« (CaO) vodne raztopine in od čistega CaO v njej

Fig. 7

Relationship between the pH of water solutions of the melts of the  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  system and »the sum of bases« (CaO)' of water solutions, and the pure CaO in them



Slika 8

Odvisnost pH vodne raztopine talin sistema  $\text{CaO-SiO}_2$  od vsebnosti CaO v njej

Fig. 8

Relationship between the pH of water solutions of the melts of the  $\text{CaO-SiO}_2$  system and the CaO content in water solutions

alkalnost vode. Med vsoto baz, določeno s HCl, in vsebnostjo CaO, določeno s  $\text{KMnO}_4$ , skoraj ni razlik.

V sistemu  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$ , pa se obe vrednosti močno razlikujeta. Iz rezultatov na sliki 8 se vidi, da z naraščanjem (CaO)' in (CaO) v vodni raztopini pH ne raste več linearno, kot v čistem sistemu  $\text{CaO-SiO}_2$ , ampak hitreje, kot se spreminjata omenjeni koncentraciji. Za enako vrednost pH je (CaO)' višji od (CaO) ali pri enaki koncentraciji »vsote baz« in čistega CaO v vodni raztopini je pH vodne raztopine za »vsoto baz« nižji kot za čisti CaO. Med pH = 9,0 do 9,6 sta (CaO)' in (CaO) v vodni raztopini skoraj enaka. Do njuni vsebnosti 0,6 mas. % je tudi razlika v pH relativno majhna. Pri višjih pH (9,6 do 11,6) pa močno naraste (CaO)', medtem ko postaja delež čistega (CaO) relativno vse manjši. Primerjava s čistim sistemom na sliki 7, kjer je v vodni raztopini le čisti (CaO), kaže, da je v sistemu  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  vpliv CaO na pH bistveno močnejši, kot je v čistem sistemu  $\text{CaO-SiO}_2$  in da je v tem primeru CaO odločilna sestavina, ki vpliva na bazičnost silikatnih žlinder.

Raziskave so še pokazale, da je reproduktivnost meritev razmeroma slaba in bi bilo treba te raziskave nadaljevati pri čistih sistemih in izboljšati metode dela. Metoda določanja bazičnosti s pH je zanimiva, posebno še, ker je hitra in poceni. Seveda jo je treba izpopolniti eksperimentalno in čimbolj odpraviti v uvodu navedene vplive.

#### Literatura

- Smith W. A., J. Monaghan, V. Hay: Rapid Estimation of Slag Basicity. J. of the Iron and Steel Institute, okt. (1948), 121—130.
- Trojer F.: Die Schnellbestimmung der Basizität der basischen S. M. — Schlacken mit Hilfe ihrer Mineral-Paragenesis. Radex-Rundschau Heft 1/2 (1948), 27—37.
- Levin E. M., C. R. Robbins, H. E. McMurdie: Phase Diagrams for Ceramists-Second Edition. Amer. Cer. Soc. (1969).
- Nguem van Lok: Struktura i termodinamičeskie karakteristiki rasplavov  $\text{CaO-SiO}_2$ . Izv. vuz. Černaja Metallurgija, 3. (1981), 26—29.
- Hodman C. D., Weast R. C., S. M. Selby: Handbook of Chemistry and Physics. Chem. Rubber Publ. Cleveland-Fortieth Edition.

## ZUSAMMENFASSUNG

Im Artikel wird ein Versuch der Bestimmung der Basizität der silikatischen Schmelzen der Systeme  $\text{CaO-SiO}_2$ ,  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  und  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  mit Hilfe der pH Messung deren Wasserlösungen behandelt. Die Untersuchungen bestätigten das Bestehen der Verbindung zwischen der Basizität der silikatischen Schmelzen und den pH Wert die im reinen System  $\text{CaO-SiO}_2$  besonders ausgeprägt ist. Eine ähnliche Abhängigkeit zeigt das System  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

$\text{SiO}_2$  in welchem die einzige im Wasser lösliche Komponente  $\text{CaO}$  ist. Im System  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  ist dieses Verhältniss nicht mehr so klar. Während dem im reinen System  $\text{CaO-SiO}_2$  das Verhältniss zwischen dem Freien  $\text{CaO}$  und dem pH Wert der Wasserlösung linear ist, wächst dieser im System  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  nicht mehr linear mit dem Zunehmen der Basen, sondern schneller als die Änderung der  $\text{MgO}$  und  $\text{CaO}$  Konzentration im silikatischen Schmelzen.

## SUMMARY

Paper presents trial experiments to determine the basicity of silicate melts of  $\text{CaO-SiO}_2$ ,  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ , and  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  systems by measuring pH of their water solutions. The investigations showed the correlation between the basicity of silicate melts and the pH which is especially evident in the pure  $\text{CaO-SiO}_2$  system. Similar relationship was obtained also in the  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  system

since the only basic component soluble in water is  $\text{CaO}$ . In the  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  system this correlation is no more so clear. While the correlation in the pure  $\text{CaO-SiO}_2$  system between the »free«  $\text{CaO}$  and the pH of the water solution is linear, this correlation in the  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  system shows positive deviation from the linearity, i. e. pH increases faster than the concentrations of  $\text{CaO}$  and  $\text{MgO}$  in the silicate melt.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В статье рассмотрено опытное определение основности силикатных расплавов систем  $\text{CaO-SiO}_2$ ,  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  и  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  измерением pH их водяных растворов. Исследования показали, что существует связь между основностью силикатных расплавов и pH, что особенно выражено в чистой системе  $\text{CaO-SiO}_2$ .

Подобную зависимость имеет также система  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ , в которой только одна основная компонента, а именно  $\text{CaO}$

растворяется в воде. В системе  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  это отношение выражено недостаточно.

Между тем как в системе  $\text{CaO-SiO}_2$  отношение между »свободным«  $\text{CaO}$  и pH водяного раствора линейное это не определено в системе  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  с повышением основностей но, что касается изменения концентрации  $\text{MgO}$  и  $\text{CaO}$  в силикатных расплавах, протекает быстрее.



**Ljubljanska banka**

**temeljna banka gorenjske  
poslovna enota jesenice**

**C. Maršala Tita 8**

s svojimi enotami:

v Kranjski gori

na Plavžu

na Koroški Beli

in v Železarni Jesenice

opravlja vse oblike dinarskega  
in deviznega poslovanja.

**LJUBLJANSKA BANKA — hitreje do cilja.**

# Vsebina XV. letnika »Železarskega zbornika«

	stran		stran
Melink Gvido, F. Legat, SZ — Veriga Lesce		Krause M., — Krupp Stahl AG Bochum	
<b>Razvoj predelave žice v Slovenskih železarnah</b>	1	Jim Yu — Max-Planck Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, F. R. Germany	
Buha K., D. Pihura — Železarna Zenica		<b>Popustna in lezna krhkost Cr-Mo-V jekla z okoli 1% C zaradi oligoelementov</b>	167
<b>Oksidacija mangana v kisikovem konvertorju pri predelavi grodlja z visoko vsebnostjo mangana</b>	7	Keienburg K. H., V. Thien — Kraftwerk Union AG, Bereich Technik Werkstoffe, Mühlheim/Ruhr, F. R. Germany	
Rosina Andrej		<b>Poslabšanje duktilnih lastnosti 3.5% Ni-Cr-Mo-V jekla med dolgotrajno toplotno obremenitvijo</b>	175
<b>Meritve viskoznosti metalurških žlinder z vibracijskim viskozimetrom</b>		Goyard T. in sodelavci — ENSM Saint Etienne, France	
<b>I. Viskoznost rafinacijskih žlinder za EPŽ</b>	19	<b>Vpliv aluminijevega nitrida na vročo duktilnost malolegiranih jekel. Opazovanje v elektronskem mikroskopu (rezime)</b>	185
Koroušič Blaženko — Metalurški inštitut Ljubljana		Horgas Z., M. Horgas — Metalurški inštitut Hasan Brkić, Zenica	
<b>Ravnotežne reakcije pri odžveplanju jekla</b>	25	<b>Rezidualni elementi v železovih rudah. Med aglomeracijo in v visoki peči železarne Zenica (rezime)</b>	187
Zbornik predavanj z mednarodnega posvetovanja — Oligoelementi v železu in jeklu:		Arh Joža, M. Demšar, A. Mlakar — Železarna Jesenice M. Debelak — Metal. inšt. Ljubljana	
Gatellier C., M. Devaux, M. Olette — IRSID St. Germain en Laye, France		<b>Tehnološke in praktične izkušnje pri kontinuirnem vlitvanju jekel z vsebnostjo aluminija na petžilni kontinuirni livni napravi za gredice z ravno kokilo</b>	189
<b>Vpliv dodatka kalcija na topnost nekaterih nekovinskih oligoelementov v tekočem jeklu</b>	37	Vodopivec Franc, D. Gnidovec — Metalurški inštitut Ljubljana	
Koroušič Blaženko — SZ Metalurški inštitut Ljubljana		F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlović — Železarna Štore	
<b>O vplivu oligoelementov pri električnem pretaljevanju visokokvalitetnih jekel pod žlindro</b>	49	<b>Afinacija kontinuirno vlitega cementacijskega jekla Č 4320 z niobijem in vanadijem</b>	203
Torkar Matjaž, F. Vodopivec — SZ Metalurški inštitut Ljubljana		Kmetič Dimitrij, F. Vodopivec, J. Zvokelj, B. Arzenšek — Metalurški inštitut Ljubljana	
<b>O vplivu bakra in kositra na vročo krhkost litega konstrukcijskega jekla z 0.12% C in 1.2% Mn</b>	61	F. Vizjak — Železarna Štore	
Vodopivec Franc, M. Torkar — SZ Metalurški inštitut Ljubljana		<b>Primerjalne preiskave konvencionalnega in kontinuirno vlitega cementacijskega jekla Č 4320, ki je legirano z niobijem</b>	213
<b>O strukturi in vroči krhkosti litega jekla z 0.16% C in dodatki aluminija, mangana, dušika in žvepla</b>	69	Rosina Andrej — Metalurški inštitut Ljubljana	
Goux C. in sodelavci — Ecole National Supérieure Des Mines De Saint-Etienne France		<b>Meritve viskoznosti metalurških žlinder z vibracijskim viskozimetrom.</b>	
<b>Vpliv oligoelementov na nekatere lastnosti zelo čistega železa in jekla</b>	83	<b>II. Viskoznost sintetičnih rafinacijskih žlinder</b>	219
Rodič Jože — SZ Železarna Ravne		Vodeb Dušan, J. Borštner, J. Bratina, F. Erjavec — Železarna Ravne	
<b>Vsebnost oligoelementov v specialnih jeklih in njihov vpliv na lastnost jekel v predelavi in uporabi</b>	95	<b>Opis stanja, razvoj in varčevalna politika na področju energetike v črni metalurgiji</b>	225
Desalos Y., R. Laurant — IRSID, Saint Germain en Laye		Vodopivec Franc, D. Gnidovec — Metalurški inštitut Ljubljana	
Rousseau P., D. Thivellier — Centre de Recherche d'Ugine		F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlović — Železarna Štore	
<b>Vpliv oligoelementov na prekaljivost in hladno deformacijsko sposobnost ogljikovega ali manganogljikovega jekla</b>	111	<b>Afinacija kontinuirno vlitega cementacijskega jekla Č 4320 z niobijem in vanadijem</b>	237
Aubrun Ph. — SOLLAC, Flovange, France		<b>II. del: Izdelava in preiskava industrijskega jekla</b>	
<b>Vpliv oligoelementov na mehanske karakteristike jekla za globoki vlek</b>	127	Vodopivec Franc, J. Zvokelj, F. Filipov — Metalurški inštitut Ljubljana	
Guttman M. — Centre des Matériaux ENSMP, EVRY, CEDEX, France		S. Jurca — Black and Decker Grosuplje	
<b>Vpliv segregacij oligoelementov po mejah na lastnosti železovih zlitin</b>	131	K. Kuzma — Fakulteta za strojništvo, Univerza E. K. Ljubljana	
Erhart H., H. Y. Grabke — Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, F. R. Germany		<b>Ojnice s perlitno mikrostrukturo za avtomobilski motor</b>	247
<b>Segregacija fosforja po kristalnih mejah v železovih zlitinah</b>	149	Šimnic M., B. Dobovišek, J. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana	
Dumoulin Ph., M. Guttman — Centre des Matériaux, ENSMP, EVRY, CEDEX, France		<b>Poskus ocenjevanja prostih baz z merjenjem pH vodnih raztopin žlinder</b>	257
<b>Popustna krhkost konstrukcijskih jekel zaradi nečistoč</b>	157		



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

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

Naslov uredništva: ZPSZ — Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, tel. št. 81-341  
int. 800 — Tisk: TK »Gorenjski tisk«, Kranj

# VSEBINA

UDK: 620.91  
ASM/SLA: W11g

Metalurgija — splošna energetika — varčevanje z energijo

D. Vodeb, J. Borštner, J. Bratina, Z. Erjavec

**Opis stanja, razvoj in varčevalna politika na področju energetike v črni metalurgiji**

Železarski zbornik 15 (1981) 4 s 225—236

Članek daje pregled stanja v energetiki v SFRJ in SRS s posebnim poudarkom na dosedanjem razvoju in stanjem v črni metalurgiji. Prikazani so primeri porabe energije za različne tipe železarn. Dana so izhodišča za definiranje programa varčevanja v Železarni Ravne, organizacijo teama, tehtanja realnosti prihrankov in upoštevanje omejitvenih faktorjev uvajanja varčevalnih ukrepov v proizvodne procese.

Opisani so trije različni sistemi uvedbe varčevalnih posegov na tipičnih porabnikih energije v železarni, 40 t elektro obločna peč, OFAG peč in ogrevanje metalurške hale.

Avtorski izvleček

UDK: 621.746.047:669.14.018.298  
ASM/SLA: D9-q, AY-b, V, Nb

Metalurgija — jeklo za cementacijo — mikrolegiranje mikrostruktura — lastnosti

F. Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič in D. Gnidovec  
**Afinacija kontinuirno litega cementacijskega jekla Č. 4320 z niobljem**  
Železarski zbornik 15 (1981) 4 s 237—245

Izdelanih je bilo več laboratorijskih cementacijskih jekel z različnimi dodatki nioblja in vanadija in izdelano in konti ulito je bilo industrijsko jeklo z 0,02 % Nb. Preiskave so pokazale, da ta dodatek ne vpliva pomembno na lastnosti v normaliziranem stanju, vendar pa zmanjša in stabilizira austenitna zrna enakovredno dodatku 0,03 % Al v jeklo, ne da bi povzročal pri kontinuirnem vlivanju gredic s presekom 100 X 100 mm kakršnekoli težave.

Avtorski izvleček

UDK: 621.73.043:620.17  
ASM/SLA: F22n, 2-61, Y26r, T21b

Metalurgija — utopno kovanje — kontrolirano hlajenje — mehanske lastnosti

F. Vodopivec in sodelavci

**Ojnlce s perlitno mikrostrukturo za avtomobilski motor**

Železarski zbornik 15 (1981) 4 s 247—256

Vpliv temperature kovanja na velikost austenitnih zrn na različnih presekih utopno kovanih ojnic. Vpliv velikosti austenitnih zrn na mehanske lastnosti in prelom jekla z mikrostrukturo iz perlita in ferita, ki je bilo kontrolirano ohlajeno s temperature deformacije. Primerjava lastnosti, mikrostrukture in preloma ojnic s poboljšano mikrostrukturo in ojnic s perlitno mikrostrukturo.

Avtorski izvleček

UDK: 669.187.28:541.132.3  
ASM/SLA: D11n, V2j

Metalurgija — žilindre — določanje bazičnosti

M. Simnić B. Dobovišek, J. Lamut

**Poskus določanja prostih baz z merjenjem pH vodnih raztopin žilinder**

Železarski zbornik 15 (1981) 4 s 257—261

Ohlajene silikatne taline se deloma raztapljajo v vodi. V sistemih CaO-SiO<sub>2</sub>, CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> in CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> se raztaplja v vodi prosti CaO in MgO. To se odraža tudi v odnosu med CaO in SiO<sub>2</sub> v talini in pH njene vodne raztopine. V čistem sistemu CaO-SiO<sub>2</sub> in CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> je edina baza CaO in je zato odnos med omenjenima lastnostima linearen, v sistemu CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> pa z naraščanjem baz raste pH hitreje, kot se spreminja vsebnost koncentracij Cao in MgO v talinah.

Avtorski izvleček

# INHALT

UDK: 621.746.047:669.14.018.298  
ASM/SLA: D9-q, Ay-b, V, Nb

Metallurgie — Stranggiessen von Einsatzstahl — Austenitkorngrösse

F. Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič, D. Gnidovec  
Affination des Stranggegossenen Einsatzstahles C. 4320 mit Niobium  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 S 237—245

Es sind mehrere Laboratoriumschmelzen der Einsatzstähle mit verschiedenen Zusätzen von Niobium und Vanadium hergestellt worden. Industrieschmelzen mit 0.02 % Nb sind erzeugt und stranggegossen worden. Die Untersuchungen zeigten, dass dieser Zusatz die Eigenschaften im normalisierten Zustand nicht nennenswert beeinflusst dennoch verkleinert und stabilisiert er die Austenitkörner gleichwertig einem Aluminiumgehalt von 0.03 % im Stahl ohne dass beim Stranggiessen der Knüppel von 100 mm 4 kt irgendwelche Schwierigkeiten auftraten.

Auszug des Autors

UDK: 620.91  
ASM/SLA: W11g

Metallurgie — Energiewirtschaft — Energiesparen

D. Vodeb, J. Borštner, J. Bratina, Z. Erjavec  
Beschreibung des Zustandes, der Entwicklung und der Sparpolitik  
auf dem Gebiet der Energiewirtschaft in der Metallurgie  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 S 225—236

Im Artikel wird eine Übersicht des Zustandes in der Energiewirtschaft in der SFRJ und SRS mit der Betonung der bisherigen Entwicklung und des Zustandes in der Schwarzmetallurgie gegeben. Beispiele für Energieverbräuche für verschiedene Typen der Hüttenwerke werden gezeigt. Die Ausgangspunkte zur Definierung des Sparprogrammes im Hüttenwerk Ravne werden gegeben, weiter die Organisation des Teames, wägen der Realität der Kostenersparnisse und Berücksichtigung der Begrenzungsfaktoren bei der Einführung der Sparmassnahmen in die Produktionsprozesse.

Drei verschiedene Systeme der Einführung der Sparmassnahmen an typischen Energieverbrauchern im Hüttenwerk des 40 t Lichtbogenofens, OFAG Ofens und der Heizung der Werkshallen werden beschrieben.

Auszug des Autors

UDK: 669.187.28:541.132.3  
ASM/SLA: D11n, V2j

Metallurgie — Schlacken — Basizitätsbestimmung

M. Simnic, B. Dobovišek, J. Lamut

Versuche der Bestimmung der freien Basen mit der pH Messung  
der Wasserlösungen  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 S 257—261

Die abgekühlten silikatischen Schmelzen sind teilweise im Wasser löslich. In Systemen CaO-SiO<sub>2</sub>, CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> und CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> lösen sich im Wasser der freie CaO und MgO. Das äussert sich auch im Verhältnis zwischen CaO und SiO<sub>2</sub> in der Schmelze und im pH Wert ihrer Wasserlösung. Im reinen System CaO-SiO<sub>2</sub> und CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> ist die einzige Base CaO, deswegen ist das Verhältnis zwischen den erwähnten Eigenschaften linear, im System CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> aber wächst mit der Zunahme der Basen pH Wert schneller von der Änderung der Konzentrationsgehalte von CaO und MgO in den Schmelzen.

Auszug des Autors

UDK: 621.73.043:620.17  
ASM/SLA: F22n, 2-61, Q26r, T21b

Metallurgie — Gesenkschmieden — kontrollierte Abkühlung — mechanische Eigenschaften

F. Vodopivec und Mitarbeiter

Pfeilstangen mit perlitischem Mikrogefüge für einen  
Kraftwagenmotor  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 S 247—256

Einfluss der Schmiedetemperatur auf die Austenitkorngrösse auf verschiedenen Querschnitten der gesenkschmiedeten Pfeilstange. Einfluss der Austenitkorngrösse auf die mechanischen Eigenschaften und das Bruchaussehen des Stahles mit einem Mikrogefüge aus Perlit und Ferrit welches von der Verformungstemperatur kontrolliert abgekühlt hatte. Ein Vergleich der Eigenschaften des Mikrogefüges, des Bruchaussehens der Pfeilstangen mit vergütetem Mikrogefüge und der Pfeilstangen mit perlitischem Mikrogefüge wird gegeben.

Auszug des Autors

# CONTENTS

UDK: 620.91  
ASM/SLA: W11g

Metallurgy — General Energetics — Energy Saving

D. Vodeb, J. Borštner, J. Bratina, Z. Erjavec  
**State, Development Trends, and Energy Economy in Ferrous Metallurgy**  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 P 225—236

The paper gives the review of the state of Yugoslav and Slovenian energetics with a special emphasis on the development till now and the state in ferrous metallurgy. Examples of energy consumption in various types of iron and steelworks are presented. Starting-points for defining the program of the energy economy in the Ravne Steelworks, for organizing the team, for evaluation of the actual savings and consideration of limiting factors in the introduction of saving measures into the production cycles are given.

Three various systems for the introduction of saving measures for typical energy consumers in the steelwork are described, i. e. 40 ton electric arc furnace, OFAG furnace, and heating the plant building.

Author's Abstract

UDK: 621.746.047:669.14.018.298  
ASM/SLA: D9-q, Ay-b, V, Nb

Metallurgy — Case-hardening steel — Microalloying — Microstructure — Properties

F. Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič, D. Gnidovec  
**Grain Refinement of Continuously Cast Case Hardenable C.4320 Steel with Niobium**  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 P 237—245

Some laboratory case hardenable steel samples with various additions of niobium and vanadium were made, and an industrial melt with 0.02 % Nb was prepared and continuously cast. The investigations showed that this addition does not essentially influence the properties of as normalized steel, but it reduces and stabilized the austenite grains like the addition of 0.03 % Al without accompanying troubles in continuous casting of 100 × 100 mm billets.

Author's Abstract

UDK: 621.73.043:620.17  
ASM/SLA: F22n, 2-61, Q26r, T21b

Metallurgy — Die Forging — Controlled Cooling — Mechanical Properties

F. Vodopivec and coworkers  
**Automobile Engine Shafts with Pearlitic Microstructure**  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 P 247—256

Influence of forging temperature on the size of austenitic grains across various cross sections of die forged shafts. Influence of the size of austenitic grains on the mechanical properties and the fracture of steel with the microstructure composed of pearlite and ferrite which was cooled under controlled conditions from the temperature of deformation. Comparison of properties microstructure, and fracture of shafts as quenched and tempered and the shafts with pearlitic microstructure.

Author's Abstract

UDK: 669.187.28:541.132.3  
ASM/SLA: D11n, V2j

Metallurgy — Slags — Determination of Basicity

M. Simnic, B. Dobovišek, J. Lamut  
**Determination of Free Bases by Measuring pH of Water Solutions**  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 P 257—261

Cooled silicate melts are partially soluble in water. In the CaO-SiO<sub>2</sub>, CaO-MoO-SiO<sub>2</sub>, and CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> systems free CaO and MgO dissolve in water. The degree of dissolution depends on the CaO-SiO<sub>2</sub> ratio in the melt and thus on the pH of its water solution. In pure CaO-SiO<sub>2</sub>, and CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> systems CaO is the only base, thus the relationship between the CaO content and the pH of water solution of silicate melts is linear, but in the CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> system the pH increases faster than the CaO and MgO contents in the melts.

Author's Abstract



# СОДЕРЖАНИЕ

UDK: 621.746.047:669.14.018.298  
ASM/SLA: D9-q, Ay-b, V, Nb

Металлургия — цементуемая сталь — микролегирование — микроструктура — свойства

F. Vodopivec, F. Vizjak, S. Senčič, G. Manojlovič, D. Gnidovec  
Аффинаж непрерывно отантой цементуемой стали **С. 4320**  
с ниобием  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 С 237—245

Лабораторным способом изготовлено несколько видов цементуемой стали с различным содержанием ниобия и ванадия, также непрерывным литьем промышленная сталь с 0,02 % ниобия.

Исследования показали, что эта добавка не имеет существенного влияния на свойства стали в нормализованном состоянии, но уменьшает и стабилизирует аустенитные зерна одинаково, как при добавке 0,03 % алюминия в стали и не причиняет при непрерывном литье заготовок сечения 100 × 100 мм никаких осложнений.

Автореф.

UDK: 620.91  
ASM/SLA: W11g

Металлургия — общая энергетика — экономия энергии

D. Vodeb, J. Borštner, J. Bratina, Z. Erjavec  
Описание положения, развития и политика экономики в области энергетике  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 С 225—236

В статье подан обзор положения энергетике в ФНРЮ и ФНР Словении. Особенно выделено теперешнее развитие и положение в черной металлургии.

Приведены примеры расхода энергии в металлургических заводах различного типа. Поданы исходные точки для определения программы сбережения энергии в металлургическом заводе Железарна Равне, организации коллективного сотрудничества, оценка реальности сбережения отн. принятых мер что касается экономии энергии в процессе производства.

Приведено описание трех различных систем что касается принятия решительных мер в области экономии энергии типичных потребителей энергии в металлургическом заводе Равне а именно при 40 т электрической дуговой печи, ОФАГ печи и обогревании металлургического зала.

Автореф.

UDK: 669.187.28:541.132.3  
ASM/SLA: D11n, V2j

Металлургия — шлаки — определение основности

M. Šimnic, B. Dobovišek, J. Lamut  
Опытное определение свободных основностей измерением pH водных растворов  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 С 257—261

Известно, что охлажденные расплавы силикатов частично растворимы в воде. В системах CaO-SiO<sub>2</sub>, CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> и CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> в воде растворяются свободные CaO и MgO. Это отражается также в отношении между CaO и SiO<sub>2</sub> в расплаве и в значении pH в их водных растворах.

В чистых системах CaO-SiO<sub>2</sub> и CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> содержится только одна основность а именно CaO и, поэтому отношение между упомянутыми свойствами линейное.

В системе CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> же с увеличением содержания основностей увеличивается с повышением pH как только наступает изменение содержания CaO и MgO в растворах.

Автореф.

UDK: 621.73.043:620.17  
ASM/SLA: F22n, 2-61, Q26r, T21b

Металлургия — ковка в штампах — контролируемое охлаждение — механические свойства

F. Vodopivec и сотрудники  
Шатуны с перлитной микроструктурой для автомобильных двигателей  
Zelezarski zbornik 15 (1981) 4 С 247—256

Рассмотрено влияние температурыковки на величину аустенитных зерен на различные сечения шатунов при ковке в штампах. Также влияние величины аустенитных зерен на механические свойства и перелом стали с перлитной и ферритной микроструктурой при охлаждении с температуры деформации.

Сравнение свойств, микроструктуры и перелома шатунов с улучшенной микроструктурой и шатунов с перлитной микроструктурой.

Автореф.

