

# ŽELEZARSKI ZBORNIK

## VSEBINA

	Stran
Kosec L., F. Vodopivec, Metalurški inštitut UPORABA METODE MIKROFRAKTOGRAFIJE	1
Vodopivec F., I. Sinkovic, T. Lavrič, A. Urbanc Metalurški inštitut O SESTAVI KARBIDOV V NEKATERIH LEGIRA- NIH JEKLIH	15
Černe Franc, Zelezarna Ravne ZARJENJE JEKLA C 4320 NA FERITNO PERLITNO STRUKTURO ZA BOLJSO OBDELAVO	33
Pavič Milan, Zelezarna Ravne VPLIV MIKROSTRUKTURE NA SPOSOBNOST JEKLA ZA HLADNO PREOBLIKOVANJE	45
Šipek Mitja, Zelezarna Ravne K PROBLEMU LOCENJA FEROMAGNETNIH MATE- RIALOV PO SESTAVI IN TRDOTI S POMOČJO NEPORUSNIH METOD TER MAGNETNE STRUK- TURNE ANALIZE	53
Burnik Dušan, Zelezarna Štore DIREKTNO VLIVANJE KOKIL IZ BELEGA GRODLJA	65

1969 · LETO III **I**

II 229280

II 229280



PO 870/1970

*Handwritten mark*

## VSEBINA

Stran

- Kosec L. mag. dipl. inž.,  
F. Vodopivec dr. dipl. inž., Metalurški inštitut  
**Uporaba metode mikrofraktografije . . . . . 1**  
DK: 620.186  
ASM/SLA: S11d
- Vodopivec F. dr. dipl. inž.,  
J. Sinkovic dr. dipl. inž., Lavrič dipl. inž.,  
A. Urbanc dipl. inž., Metalurški inštitut  
**O sestavi karbidov v nekaterih legiranih jeklih 15**  
DK: 669.112  
ASM/SLA: N8r šš
- Černe Franc dipl. inž., Železarna Ravne  
**Žarjenje jekla Č 4320 na feritno perlitno struk-  
turo za boljšo obdelavo . . . . . 33**  
DK: 621.78  
ASM/SLA: J23p-s; C17k; 10—52, AYb
- Pavič Milan, Železarna Ravne  
**Vpliv mikrostrukture na sposobnost jekla za  
hladno preoblikovanje . . . . . 45**  
DK: 669.14.018.29  
ASM/SLA: CNg, CNp, AYb, F25
- Šipek Mitja dipl. inž., Železarna Ravne  
**K problemu ločenja feromagnetnih materialov  
po sestavi in trdoti s pomočjo neporušnih  
metod ter magnetne strukturne analize . . . 53**  
DK: 620.179.14  
ASM/SLA: S13h
- Burnik Dušan dipl. inž., Železarna Štore  
**Direktno ulivanje kokil . . . . . 65**  
DK: 621.746:669.131.2  
ASM/SLA: E16, W19

## I N H A L T

	Seite
Kosec L. mag. dipl. inž., F. Vodopivec dr. dipl. inž., Metalurški inštitut <b>Die Anwendung der Mikrofraktographischen                      Methode . . . . .</b>	1
DK: 620.186 ASM/SLA: S11d	
Vodopivec F. dr. dipl. inž., J. Sinkovic dr. dipl. inž., Lavrič dipl. inž., A. Urbanc dipl. inž., Metalurški inštitut <b>Über die Zusammensetzung der Karbide in                      einigen legierten Stählen . . . . .</b>	15
DK: 669.112 ASM/SLA: N8r šš	
Černe Franc dipl. inž., Zelezarna Ravne <b>Glühen des Stahles Č 4320 auf ein ferritisch                      perlitisches Gefüge für eine bessere Bearbeit-                      barkeit . . . . .</b>	33
DK: 621.78 ASM/SLA: J23p-s; C17k; 10—52, AYb	
Pavič Milan, Zelezarna Ravne <b>Der Einfluss des Mikrogefüges auf die Kaltver-                      formbarkeit der Stähle . . . . .</b>	45
DK: 669.14.018.29 ASM/SLA: CNg, CNp, AYb, F25	
Šipek Mitja dipl. inž., Zelezarna Ravne <b>Beitrag zum Problem der Trennung ferroma-                      gnetischer Stoffe nach der Zusammensetzung                      und Härte mit Hilfe zerstörungsfreier Metho-                      den und der magnetischen Strukturanalyse . . . . .</b>	53
DK: 620.179.14 ASM/SLA: S13h	
Burnik Dušan dipl. inž., Zelezarna Štore <b>Das direkte Giessen der Kokillen aus Stahl-                      roheisen . . . . .</b>	65
DK: 621.746:669.131.2 ASM/SLA: E16, W19	

## CONTENTS

	Page
Kosec L. mag. dipl. inž., F. Vodopivec dr. dipl. inž., Metalurški inštitut <b>Use of the Microfractographic method . . . . .</b>	1
DK: 620.186 ASM/SLA: S11d	
Vodopivec F. dr. dipl. inž., J. Sinkovic dr. dipl. inž., Lavrič dipl. inž., A. Urbanc dipl. inž., Metalurški inštitut <b>About the carbide compositions in some alloy steels . . . . .</b>	15
DK: 669.112 ASM/SLA: N8r šš	
Černe Franc dipl. inž., Železarna Ravne <b>Annealing of steel Č 4320 to obtain ferritic- pearlitic structure for better workability . . . . .</b>	33
DK: 621.78 ASM/SLA: J23p-s; C17k; 10—52, AYb	
Pavič Milan, Železarna Ravne <b>Influence of mickostructure on steel cold workability . . . . .</b>	45
DK: 669.14.018.29 ASM/SLA: CNg, CNp, AYb, F25	
Šipek Mitja dipl. inž., Železarna Ravne <b>About the problem of separation of ferroma- gnetic materials due to their composition and hardness by non-destructive methods and magnetostructure analysis . . . . .</b>	53
DK: 620.179.14 ASM/SLA: S13h	
Burnik Dušan dipl. inž., Železarna Štore <b>Direct casting of ingot moulds made of white cast iron . . . . .</b>	65
DK: 621.746:669.131.2 ASM/SLA: E16, W19	

## СОДЕРЖАНИЕ

- Kosec L. mag. dipl. inž.,  
F. Vodopivec dr. dipl. inž., Metalurški inštitut  
**Употребление микрофрактографического метода** . . . . . 1  
DK: 620.186  
ASM/SLA: S11d
- Vodopivec F. dr. dipl. inž.,  
J. Sinkovic dr. dipl. inž., Lavrič dipl. inž.,  
A. Urbanc dipl. inž., Metalurški inštitut  
**О составе карбидов некоторых легированных сталей** . . . . . 15  
DK: 669.112  
ASM/SLA: N8r šš
- Černe Franc dipl. inž., Železarna Ravne  
**Отжиг стали С 4320 на феррито-перлитовую структуру для улучшения обрабатываемости** 33  
DK: 621.78  
ASM/SLA: J23p-s; C17k; 10—52, AYb
- Pavič Milan, Železarna Ravne  
**Влияние микроструктуры на способность холодной деформации стали** . . . . . 45  
DK: 669.14.018.29  
ASM/SLA: CNg, CNp, AYb, F25
- Sipek Mitja dipl. inž., Železarna Ravne  
**К проблеме отделения ферромагнитных материалов по составу и твёрдости методом без разрушения и при помощи магнитно-структурного анализа** . . . . . 53  
DK: 620.179.14  
ASM/SLA: S13h
- Burnik Dušan dipl. inž., Železarna Štore  
**Непосредственная отливка изложниц из белого чугуна** . . . . . 65  
DK: 621.746:669.131.2  
ASM/SLA: E16, W19

L. Kosec, mag. dipl. inž., F. Vodopivec, dr. dipl. inž.  
Metalurški inštitut Ljubljana

DK 620.186  
ASM/SLA: S 11 d

## Uporaba metode mikrofraktografije

*Članek obravnava uporabo elektronskega mikroskopa pri študiji prelomnih površin različnih jekel. Opisuje eksperimentalno tehniko priprave preparatov za mikroskopiranje in osnovne morfološke oblike prelomnih površin, ki nastajajo pri različnih vrstah prelomov.*

### 1.0. UVOD

Optični metalografski mikroskop ne more več zadostiti vsem zahtevam, ki se postavljajo metalografskim laboratorijem. Mnoge mikrostrukturne komponente, ki odločilno vplivajo na lastnosti kovinskih materialov, so znatno manjše od ločilne možnosti optičnega mikroskopa. Slabost optičnega mikroskopa je tudi ta, da pri velikih povečavah praktično nima nobene globinske ostrine, kar zahteva posebno tehniko priprave vzorcev za opazovanje v optičnem mikroskopu.

Elektronski mikroskop pa odlikuje velika ločilna zmožnost, saj večina rutinskih mikroskopov lahko loči točki, ki sta med sabo oddaljeni manj kot 20 Å vrhunski elektronski mikroskopi pa ločijo že točki, ki sta narazen manj kot 5 Å. Vse to je več kot zadosti za zahteve metalografije. Velika odlika elektronskega mikroskopa je tudi globinska ostrina, ki omogoča opazovanje zelo reliefnih površin. Po drugi strani pa je tehnika priprave preparatov mnogo bolj zapletena kot za optični metalografski mikroskop. V večini elektronskih (transmisijskih) mikroskopov, ki so sedaj v rabi, opazujemo v presewni svetlobi odtise površine kovin — replike. Skoraj enak obseg pa je že zavzelo direktno opazovanje tankih kovinskih folij, debelih nekaj 100 Å, ki se na različne načine pripravijo iz masivnih vzorcev.

Vendar v nekih primerih uporabe verjetno tanke folije ne bodo mogle nikoli izpodriniti replik. Tak primer imamo tudi v mikrofraktografiji. Replike ali odtisi površin vzorcev, ki so za elektrone

neprozorni, omogočajo opazovanje njihove površine v elektronskem mikroskopu. Replike so najbolj v rabi za spoznavanje strukture masivnih vzorcev tako poliranih kot jedkanih kovin in zlitin, prelomov, drobnih delcev...

Replika je tanka folija iz materiala, ki je prozoren za elektrone, ki povsem točno in verodostojno ustreza formološkimi in topološkimi značilnostim preiskovanega vzorca. Prve replike iz plastične snovi (kolodij) je že pred približno tridesetimi leti izdelal Mahl.

Do danes so objavili mnogo načinov izdelave replik<sup>5, 6</sup>. Tudi preparativna tehnika je izredno raznovrstna. Danes je verjetno najbolj razširjena metoda, katero je razvil Bradley. Ta je prvi izdelal ogljeno repliko. Z naknadnim senčenjem in z izdelavo elektrod vrste oglje-platina, je vrednost tega načina še pridobila.

Kontrast, ki nastane pri opazovanju v elektronskem mikroskopu je v večini primeru zelo slab. Povečamo ga s senčenjem. Pod poševnim kotom se v vakuumu napari tanek film materiala, ki prepušča malo elektronov.

Znani sta dve poti izdelave replik. Po enem načinu se replike pripravijo tako, da se nanese material replike neposredno na vzorec. Potem, ko ločimo repliko s površine jo lahko gledamo v elektronskem mikroskopu. Take replike so enostopenjske ali direktne.

Po drugem načinu nanesemo na površino vzorca plastičen material, da odtisnemo vanj vse površinske značilnosti preiskovanega vzorca. Sklepno repliko napravimo na tem prvem odtisu. Mnogokrat lahko za prvi odtis uporabimo kovino, katero galvansko nanesemo na preiskovano površino in potem ločimo na različne načine (npr. nikelj). Ta način izdelave replik imenujemo dvostopenjski; znane so pa tudi tri in štiristopenjske metode. Le-te so zelo zapletene in nepriporočljive, ker zelo pade tudi kvaliteta sklepne replike. Velika prednost dvostopenjskega načina je, da ohrani preiskovano

površino nepoškodovano, kar se pri enostopenjskem načinu večinoma ne zgodi.

Izbira najprimernejšega načina izdelave replik je odvisna od lastnosti preiskovanega vzorca. Nobena teh poti izdelave replik ni univerzalna, saj je bila izdelana večina znanih metod za dokaj specifične namene.

Z mikrofraktografskim pregledom prelomov kovin in zlitin lahko pridemo do pomembnih ugotovitev o mehanizmu preloma<sup>2</sup>. Ta metoda velja za zelo primeren način ugotavljanja vzrokov porušenj različnih konstrukcijskih elementov. Zaradi velike globinske ostrine in ločilne zmožnosti je elektronski mikroskop še posebno nepogrešljiv pri preiskavah prelomnih površin. V strokovni literaturi je objavljenih že več atlasov mikrofraktografij<sup>1,3,4</sup>.

## 2.0. EKSPERIMENTALNA TEHNIKA

Za praktične preizkuse smo uporabili tri jekla: jeklo za cementacijo Ck 15, nerjavno jeklo vrste 18/8 in ogljikovo jeklo C 45. Jekla smo toplotno obdelali na različne načine. Tudi načini mehanske obremenitve so bili različni. Prvi dve jekli smo prelomili pri žilavostnem preizkusu, zadnje pa smo preizkusili na utrujenost. Vzorec jekla 18/8 smo gasili z vodo s temperature 1100° C. Nekaj preizkusnih palic smo nato različno dolgo žarili izotermno pri 600, 700, 750 in 850° C.

Epruvete jekla Ck 15 smo kalili s temperature 800° C in 1 uro popuščali pri temperaturah 150 in 250° C.

Jeklo C 45 smo kalili s temperaturo 880° C v olju in popuščali v temperaturnem intervalu 480...575° C. Temperatura izotermnega kaljenja je bila 450° C, normalizirali pa smo pri temperaturi 900° C.

Večino preizkušancev iz jekel 18/8 in Ck 15 smo prelomili pri temperaturi tekočega dušika, vzorce jekla C 45 pa pri navadni temperaturi. Obremenitev je bila sestavljena iz samega upogiba in same torzije ali pa iz kombinacije obeh v razmerju (7/3 oz. 3/7). Velikost obremenitev je bila tolikšna, da se je večina palic prelomila največ že pri nekaj 100.000 nihajih. Nekatere so se prelomile že prej. Kaljene palice, obremenjene s čisto torzijo, pa sploh nismo mogli prelomiti.

Pri pripravi preparatov za elektronski mikroskop smo uporabili tehniko enostopenjskih in dvo-stopenjskih replik.

Izdelali smo jih tako, da smo v vakuumu naporili oglje direktno na površino preloma, ali pa da smo površino preloma odtisnili v plastičen material in nato naporili oglje na negativ.

Po obeh načinih pripravljene replike imajo svoje prednosti in pomanjkljivosti. Priprava direktnih replik ni delala eksperimentalnih težav. Po

naparjanju v vakuumu smo jih ločili na več načinov: mehansko z želatino in z elektrolitskim ali kemičnim raztapljanjem osnovne kovine. Ločenje z želatino ne poškoduje kovinske površine, ločenje na druga dva načina pa poškoduje v vsakem primeru preiskovano površino.

Na naparjeno plast smo kanili nekaj kapljic vodne raztopine želatine, ki se po cca 1 dnevu strdi in dovolj utrdi, odstopi in vzdigne s površine ogljeni film. Želatino smo razrezali na kvadratke velikosti nosilnih mrežic za elektronski mikroskop. Te koščke smo položili na površino vode tako, da je bila naparjena plast obrnjena navzgor, in segregali med 60...70° C.

Želatina je odstopila, ogljena replika pa je splavala na površino. Po večkratnem spiranju v topli vodi so bile replike primerne za opazovanje v elektronskem mikroskopu.

Pri zelo reliefnih prelomih pa se tak način ločitve ne obnese, ker se replike na ostrih mestih trgajo, pa tudi želatine ne moremo odstraniti z vseh mest.

Direktno repliko smo ločili tudi z elektrolitskim raztapljanjem, vendar se je tudi v tem primeru film na ostrih robovih kdaj pretrgal. Razmere pa morajo biti takšne, da se na anodi še ne razvijejo plini, saj lahko močno poškodujejo replike ali pa jih povsem raztrgajo.

Na podoben način smo ločili replike od površine tudi s kemijskim raztapljanjem površine pod naparjeno plastjo. Naparjeno plast smo razrezali na delce, ki ustrezajo velikosti nosilne mrežice. Na teh rezih in deloma skozi naparjeni film nastaja kontakt med površino in topilom. Ko se raztopi vrhnja plast kovine ob replikah splavajo te v večini primerov na površino, kjer jih lahko polovimo.

Pri fraktografskih preiskavah, pa tudi pri pravi replik na raznih (poliranih ali jedkanih) površinah, uporabljajo pri jeklu zelo pogosto za ločitev 5—15 % raztopine broma v etilalkoholu.

Ugodna je predvsem zato, ker so nastali bromidi topni v alkoholu, druge faze pa ne. Uporaba raztopine broma v etilalkoholu (tudi npr. v metilalkoholu ali metilacetatu) pri ločitvi omogoča po drugi strani tudi izdelavo t.i. ekstrakcijske replike. To je takšne replike, ki nosi poleg reliefnih značilnosti odtisnjene površine tudi heterogene komponente v jeklu npr. okside, karbide, nitride. S takšno repliko ne spoznamo samo morfoloških značilnosti teh delcev, temveč tudi njih porazdelitev v jeklu. Omogoča pa tudi identificiranje teh delcev z elektronskim uklonom.

Enostopenjske replike smo ločili s površine kovine z raztapljanjem kovine v 10 % raztopini broma v etil alkoholu. Čas ločitve replik od površine kovine je bil okoli pol ure. Replike smo 2...3-krat prenesli v svež alkohol in jih nazadnje polovili na nosilne mrežice.



Vsi trije načini ločenja pa imajo svoje pomanjkljivosti. S kemijskim ali elektrolitskim raztapljanjem poškodujemo površino in je zato praktično moč napraviti samo enkratne replike. Ločenje z želatino pa je zlasti na zelo reliefnih površinah še nepopolno in nezanesljivo. Teh pomanjkljivosti pa ni pri indirektnih replikah. Za pripravo indirektnih replik prelomov je rodoid zelo primerna snov za prvi odtis. To je plastični material, ki ga pred uporabo na površini zmečamo z acetonom.

Njegova odlika je v tem, da ga lahko enostavno mehansko ločimo s površine. Rodoid površine ne poškoduje, zato jo lahko večkrat odtisnemo. V nekaterih primerih smo celo opazili, da je rodoid »ekstrahirala« iz prelomne površine nekatere faze, kar pa pri tem postopku ni bistveno in s čimer tudi ne moremo vedno računati. Na ta način lahko očistimo že oksidirano površino preloma z enim ali dvema predhodnima odtisoma. Po tej poti dobimo povsem verodostojne in reproduktivne rezultate.

Indirektne replike smo pripravili tako, da smo odtisnili prelom v zmeččan rodoid, ki smo ga imeli poprej 25...40 minut namočenega v acetonu. Ko se je rodoid popolnoma strdil, smo ga mehansko ločili s površine. Na prelomu smo primerno lokalizirali površino, katero smo želeli preiskati (npr. pri utrujenostnem prelomu). Nato smo v naporjavni napravi pod vakuumom nparili ogljeno plast pod skoraj pravokotno smerjo, saj večine prelomnih površin skoraj ni treba senčiti.

Naparjeno plast smo razrezali na kvadratke in postavili v aceton. Po 6...10 urah se je glavna količina acetona odtopila in so nekatere replike že lahko splavale na površine. Replike smo 2...3-krat prenesli v svež aceton, da so se odtopile še zadnje sledi rodoida. Nato smo jih položili na nosilne mrežice in posušili pod infra žarnico.

Mikroskopirali smo na elektronskih mikroskopih Zeis in Elmiskop 1 na inštitutu »Jožef Stefan« v Ljubljani.

### 3.0 REZULTATI

#### 3.1. Žilavi (plastični) prelom

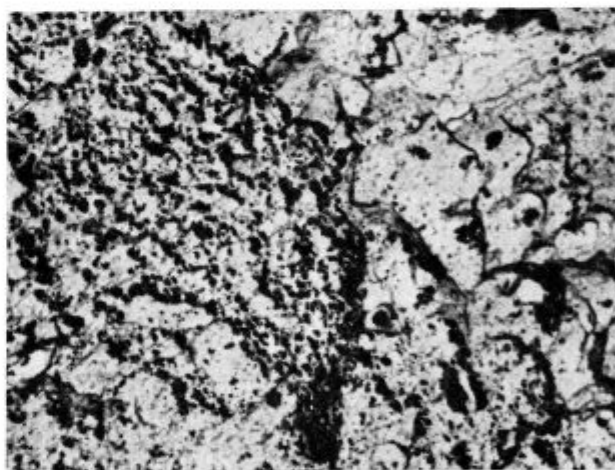
Videz žilavega (plastičnega) preloma je vedno enak in ima značilne oblike. Prelomno površino sestavljajo jamice (dimples), ki so konkavne na obeh prelomnih površinah (slika 1). Take jamice so Crussard in sodelavci opazili na prelomnih površinah različnih jekel ter aluminija, bakra, magnezija, cinka in nekaterih njihovih zlitin. Isti avtorji navajajo, da nastane taka jamica kot posledica troosnih napetosti v kovini, ki aktivirajo veliko število drsnih ravnin. Zato je kovina zelo plastična in drsi v številnih mikropremikih, ki imajo različno prostorsko orientacijo. Na dnu jamic pogosto lahko opazimo tuje delce (nekovinske vključke, karbide), kar kaže, da so ti v zvezi z nastankom jamic.



Slika 1

Jamice na plastičnem prelomu nerjavnega jekla vrste 18/8. Jeklo je bilo prelomljeno z udarcem na temperaturi tekečega dušika, pov. 3000 X, enostopenjska ogljena replika

Na mikrofraktografijah opazimo njihove odtise (sl. 1, 3, 4), ali pa jih je moč direktno opazovati na ekstrakcijski repliki (sl. 2). Razpoka se odpre zaradi nakopičenja dislokacij ob tujem delcu z dekohezijo v tujem delcu ali kovini, ali pa na mejni površini obeh faz. Nesimetrične strižne napetosti pa te jamice še podaljšujejo (slika 3). Prelom se širi tako, da se jamice večajo, vse dokler se ne pretrgajo kovinske stene med njimi.



Slika 2

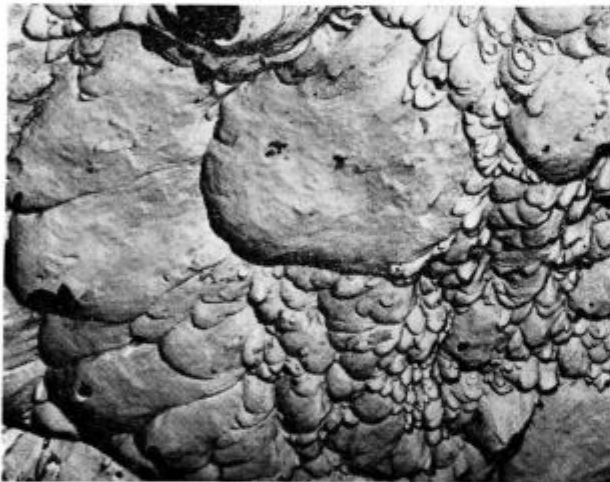
Prelomna površina žilavostne epruvete jekla vrste 18/8 (20° C), žarjeno 3 dni pri 600° C. Ekstrahirani karbidi, prelomna površina je deloma žilava, deloma intergranularna, pov. 4000 X, enostopenjska (direktna) replika

Tak mehanizem preloma ni povezan s strukturo materiala, temveč predvsem z njegovo plastičnostjo. Zato tudi ni opaziti nobene razločne povezave med velikostjo kristalnih zrn (feritnih ali avstenitnih kristalnih zrn v jeklu) in velikostjo jamic. Na sliki 4 vidimo različno velike jamice drugo poleg



Slika 3

Prelomna površina cementacijskega jekla Ck 15, prelomljena z udarcem pri temperaturi tekočega dušika, pov. 3000 ×, enostopenjska replika



Slika 4

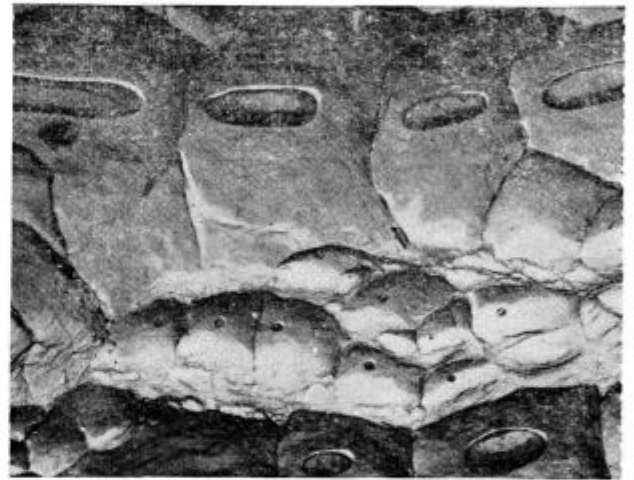
Jamice na prelomu avstenitnega jekla vrste 18/8 prelomljenega na temperaturi tekočega dušika. Zarjeno 2 uri na 850° C, pov. 3000 ×, enostopenjska replika

druge na isti prelomni površini avstenitnega jekla. Na sliki 5 pa vidimo zanimive primere ovalnih tvorb na vrhovih jamic, ki po vsej verjetnosti predstavljajo odtise ferita delta, saj smo ugotovili, da epruvete po gašenju niso imele karbidov niti niso odtisi nekovinskih vključkov. Če je res tako, potem ima ferit delta pri nukleaciji razpoke podobno vlogo kot druge heterogene faze. Navzočnost takih faz (ali njihovih odtisov) na vrhovih jamic vzbuja misel, da nastopa klasični plastični prelom samo, če so v kovini šibke točke, ki postanejo kali nastanka razpoke. Te šibke točke so lahko tudi mikrorazpoke ali pa mikrolunkerji. Na isti prelomni površini nastopa plastični prelom pogosto skupaj z elementi, ki so značilni za druge vrste prelomov (slika 6).

### 3.2. Dekohezija po razkoljivih ravninah (krhki lom)

Pri cepljenju napreduje prelom med atomi vzdolž ob določeni kristalni ravnini tako, da so hkrati udeleženi v prelomu samo atomi neposredno ob konici razpoke. Pri nizkih temperaturah se dajo cepiti tudi kovinski kristali, seveda pa še vedno manj popolno od sljude (npr. silicirani ferit se da razcepiti po ravnini kocke (100).

Cepljene ploskve niso praktično nikoli popolnoma ravne. Pri napredovanju preskoči prelom čez vijačno dislokacijo v paralelno kristalno ravnino in se tam nadaljuje. Na razkolni ploskvi ostane 1 Burgersov vektor visoka stopnica. Vijačnih dislokacij v kristalih je zelo mnogo, zato je tudi zelo veliko stopnic. Te se stekajo v obliki potokov (rek) v smeri napredovanja preloma (sli-



Slika 5

Jamice na prelomu avstenitnega jekla vrste 18/8, gašenega s temperature 1100° C in prelomljenega na temperaturi tekočega dušika, pov. 3000 ×, enostopenjska replika



Slika 6

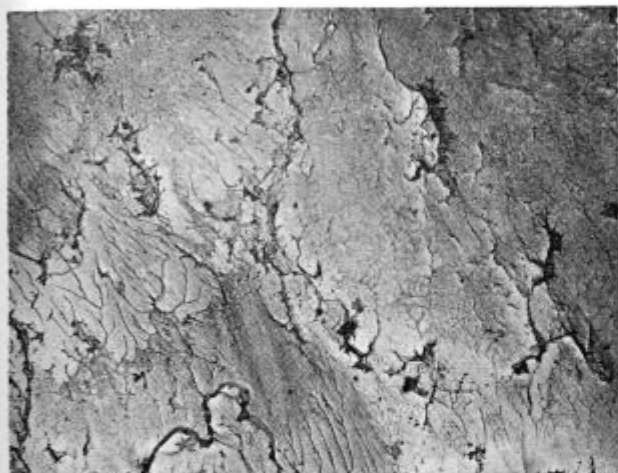
Mešani prelom na jeklu za cementacijo Ck 15, prelomljenem pri temperaturi tekočega dušika, pov. 3000 ×, enostopenjska replika

ka 7). V večini primerov je gostota stopnic na isti razcepni ravnini in v istem kristalnem zrnju enaka. Število pa se lahko bistveno spremeni, ko prečka prelom kristalno mejo, ali pa, ko se ustavi in potem znova napreduje. V polikristalinem materialu je smer širjenja razpoke v posameznih kristalnih zrnih lahko zelo različna, lahko tudi nasprotna smeri širjenja glavne razpoke. Prelom lahko poteka diskontinuirno, npr. ob prekoračenju kristalne meje se nadaljuje iz ene same ali iz več točk, lahko po tudi nepretrgano po vsej dolžini kristalne meje. Kristalne meje v splošne preprečujejo širjenje cepilne razpoke. V literaturi so tudi podatki, da so acikularne strukturne komponente, nastale pri transformaciji avstenita, mnogo bolj odporne proti cepljenju kot perlitne komponente.



Slika 9

Videz krhke prelomne površine v jeklu Ck 15, prelomljenem z udarcem pri temperaturi tekočega dušika, pov. 3000 ×, enostopenjska replika



Slika 7

Krhki prelom jekla C 45, prelomljenega z izmenično obremenitvijo, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika

Druga značilnost krhkega preloma so tudi jezički. Izrazit primer take prelomne ploske je slika 8, ki prikazuje na temperaturi tekočega dušika prelomljeno mehko jeklo. Takšni izraziti jezički so zelo redki. Na slikah 8 in 9 so jezički prikazani skupaj s stopnicami na prelomih mehkega jekla. Jezički v istem kristalnem zrnju so usmerjeni v eno ali drugo pravokotno smer. Po tem lahko sklepamo, da imajo enoto orientacijo, pa čeprav se pokaže pri stereoskopskem opazovanju površine, da so nekateri vdolbine, drugi pa izrastki. Plateau in sodelavci<sup>4</sup> so ugotovili, da je smer presečnica med ravnino razkolnosti in jezičkov. [110]. Ugotovili so tudi, da je med jezički in ravnino preloma kot 35°, kar kaže, da je ravnina jezičkov ploskev (112) — ravnina dvojčjenja mehkega železa.

### 3.3. Dekohezija po oslabljenih drsnih ravninah

Crussard in sodelavci, ki so prvi opisali ta način preloma, ga imenujejo tudi duktilna razkoljivost. Prelom poteka z dekohezijo kovine po oslabljenih drsnih ravninah. Atomski mehanizem tega preloma še ni pojasnjen, prav tako niso znani vzroki oslabitve drsnih ravnin. Avtorji so ta način preloma uvedli verjetno zato, ker so pri interpretaciji mikrofraktografij potrebovali prelomne površine, ki naj bi bile vmes med popolnoma krhkim in plastičnim prelomom.

Prelomna površina ima obliko velikih, skoraj ravnih površin z redkimi komaj opaznimi drsnimi lamelami ali pa iztegnjenimi plitvimi jamicami (slika 42).

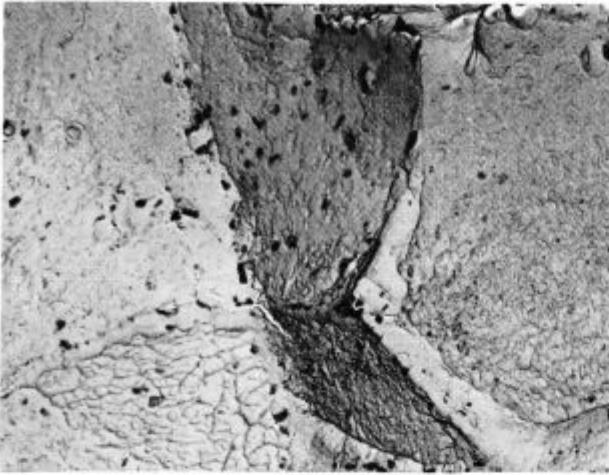
### 3.4. Interkristalni prelom

Tak način preloma opazimo največkrat na površinah, ki imajo pri makroskopskem opazovanju krhek značaj, mnogo redkeje pa pri onih, ki imajo žilav videz. Tak prelom nastane tedaj, ko je kohe-



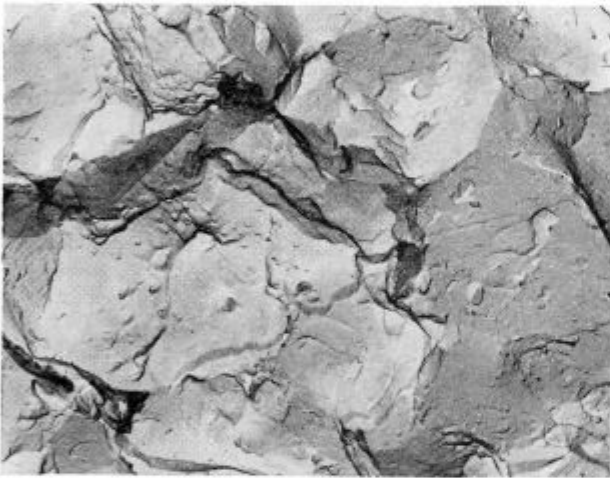
Slika 8

Krhka (cepljena) prelomna površina jekla Ck 15, prelomljenega z udarcem pri temperaturi tekočega dušika, pov. 3000 ×, enostopenjska replika



Slika 10

Interkristalin prelom v jeklu vrste 18,8, žarjenim 2 uri pri 750° C in prelomljenim pri temperaturi tekočega dušika, pov. 3000 ×, enostopenjska replika



Slika 11

Interkristalin prelom kaljene palice jekla C 45, prelomljenega z izmenično obremenitvijo, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika

zija med kristalnimi mejami slabša kot kohezija v notranjosti kristalnih zrn. To je lahko posledica enega naslednjih vzrokov:

- a — pojav krhke faze po kristalnih mejah,
- b — segregacije nečistoč ali kristalnih napak,
- c — adsorpcija na površini kristalnih zrn.

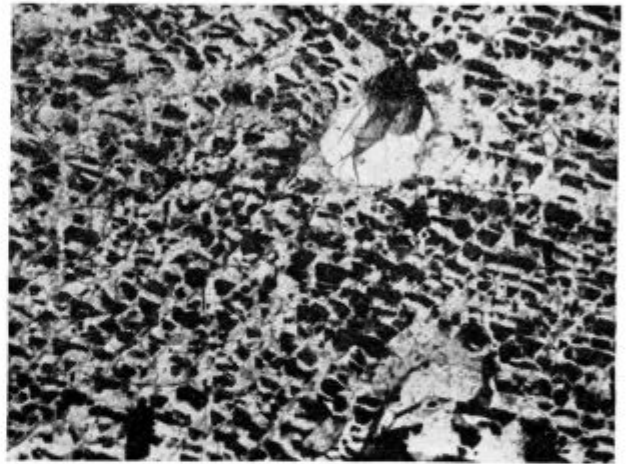
Na sliki 10 vidimo primer interkristalne prelomne površine, nastale pri nerjavnem jeklu vrste 18/8, ohlajenem na temperaturo tekočega dušika. Jeklo je bilo poprej gašeno in žarjeno dve uri pri 750° C. Ob mejah avstenitnih zrn se niso izločile večje ploščice karbidov, pač pa mnogo drobnih karbidnih zrn, ki so povzročila interkristalin prelom. Slika 11 kaže primer intergranularnega preloma, nastalega v jeklu C 45.

Interkristalini prelom kaže tudi slika 12. Na repliki je ekstrahirana velika količina karbidov, tako,

da so morfološke značilnosti preloma močno zbrisane. Značilen primer takega preloma na običajni ogljeni repliki kaže slika 13.

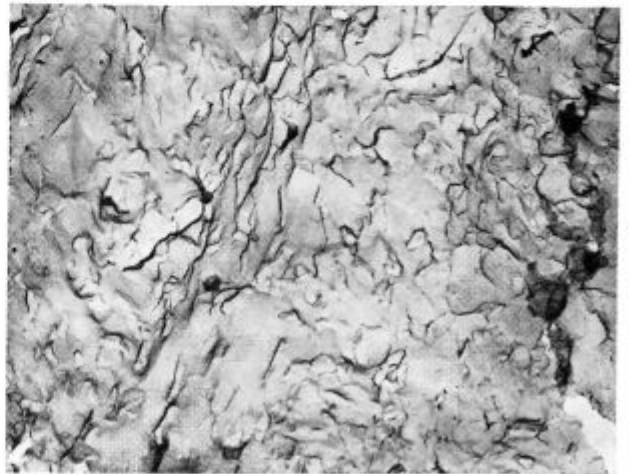
Če je na mejah mnogo tujih delcev, vendar premalo, da bi lahko povzročili dekohezijo, potem lahko sprožijo ti delci nastanek jamic in povzročijo plastičen prelom. Krhkost, ki jo povzročijo segregacije nečistoč ob mejah, je znana tudi pod izrazom popustna krhkost. Znana je v jeklih in nekaterih barvnih zlitinah. Prelomne površine so navadno zelo gladke z dobro vidnimi kristalnimi mejami in drobnimi zrni vključkov ali karbidov. Podoben vpliv imajo tudi koncentracije praznin v kristalni mreži, vendar je o tem še zelo malo podatkov.

Krhkost povzročajo tudi aktivni elementi, ki se adsorbirajo na mejah kristalnih zrn osnovne kovine in zmanjšujejo površinsko energijo ter kohezijo med njimi (slika 14).



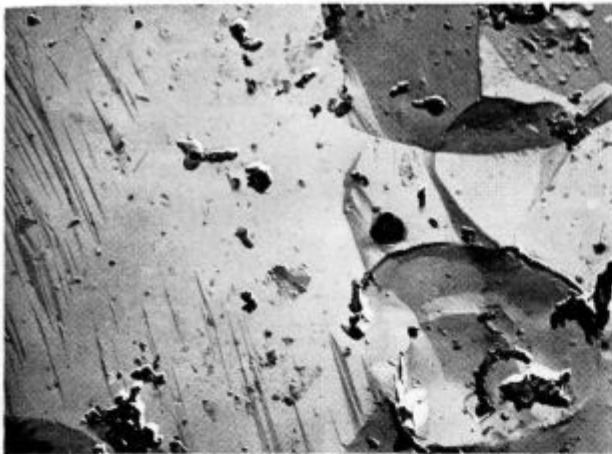
Slika 12

Prelomna površina žilavostne epruvete jekla vrste 18,8, žarjenega 50 minut pri 700° C (20° C). Vidne so karbidne ploščice na interkristalni prelomni ploskvi, pov. 4000 ×, enostopenjska replika



Slika 13

Interkristalin prelom v jeklu z 9 % Ni, pov. 4800 ×, dvostopenjska replika

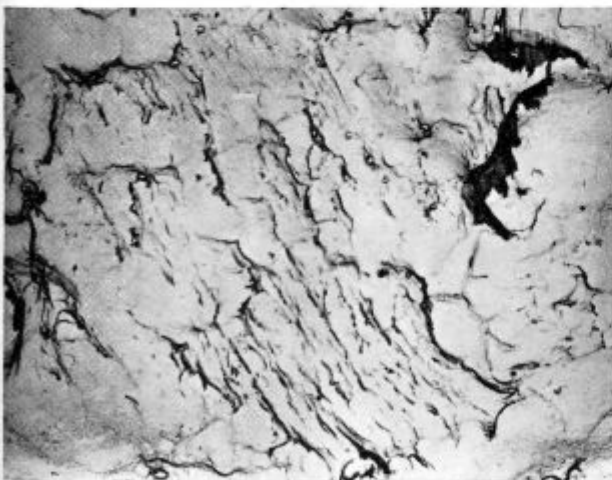


Slika 14

Mikrofraktografija prelomne površine z značilnimi adsorpcijskimi črtami, pov. 3000 ×, enostopenjska replika

### 3.5. Utrujenostni prelom

Pri prelomih, ki nastanejo zaradi velikega števila obremenitev, napreduje dekohezija vzdolž ob oslabljenih drsnih ravninah. Širjenje razpoke se razlikuje od širjenja v primeru natezne obremenitve. Ze dolgo znana značilnost takega preloma je z bolj ali manj enakomernimi črticami (letnicami) prekrita površina. Znani so primeri take prelomne površine pri mehkih, nerjavnih jeklih in pri duraluminiju. V priloženi slikovni dokumentaciji vidimo številne primere prelomnih površin, ki so nastale po dinamični obremenitvi. Značilno je, da na njih ne nastopajo samo klasični elementi utrujenostnega preloma, temveč tudi oblike, ki so značilne za že poprej opisane prelomne površine. Gell in Laverant (8) navajata, da se zlasti na začetni stopnji utrujenostnega preloma pojavljajo oblike, ki so značilne za natezni preizkus (npr. reke, jezički ...).



Slika 15

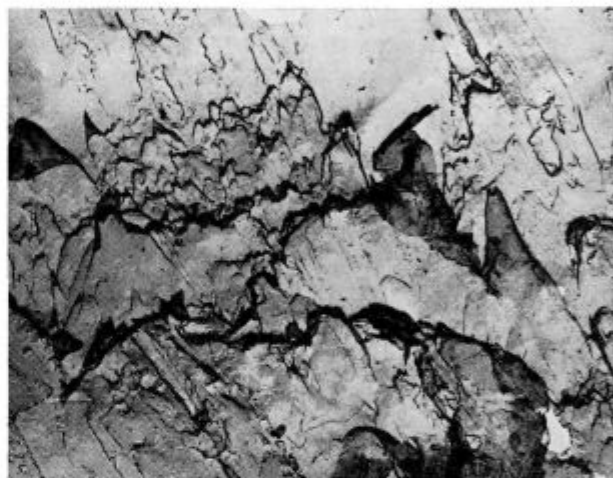
Površina preloma normaliziranega jekla C 45, obremenjenega z izmenično obremenitvijo, pov. 6400 ×, dvostopenjska replika

Zbrani slikovni material, ki se nanaša na jeklo C 45, smo opisali na osnovi različne kombinacije obremenitev.

#### 3.5.1. Upogib

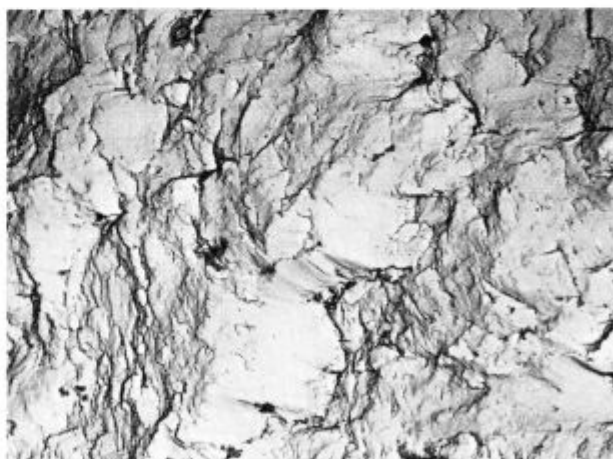
Na prelomu normalizirane palice so jasno vidni »klasični« morfološki elementi, ki so značilni za utrujenostni prelom. Prelomna površina kaže na mnogih mestih značilne oblike »letnic«, katerih potek je povsem podoben onemu, ki ga vidimo že pri nekajkratnih povečavah (sl. 15). Na posameznih mestih se pojavljajo tudi značilnosti oblike prelomne površine, značilne za krhki ali pa interkristalni prelom.

Na mikrofraktografiji (sl. 16), ki je nastala na prelomu kaljene palice, so vidne po vsej površini »letnice«, katerih medsebojni razmik se pa spreminja. Te letnice predstavljajo nekakšno »pod-



Slika 16

Prelom kaljene palice jekla C 45, prelomljene z izmenično obremenitvijo, pov. 4800 ×, dvostopenjska replika



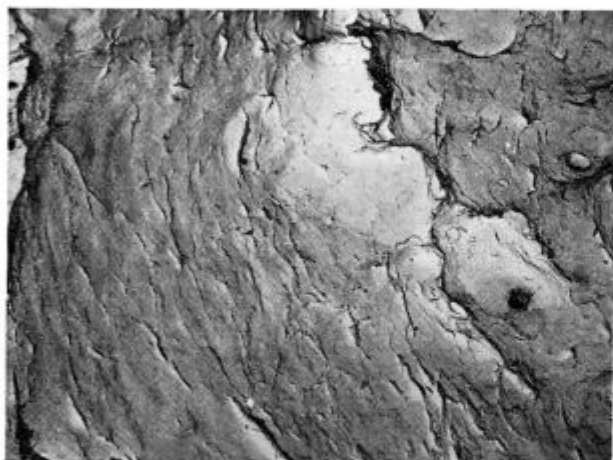
Slika 17

enako kot slika 23

strukturo« zelo razgibanega reliefa, čigar oblika je tudi posebna in je ne moremo vzporejati z oblikami nastalimi pri statičnem prelomu.

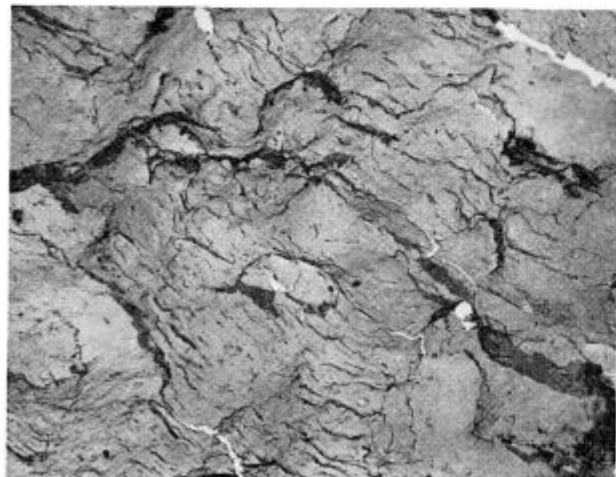
Slika 17 prikazuje morfologijo prelomne površine poskusne palice, ki je bila poprej poboljšana. Slika vsebuje elemente, katere lahko prisodimo le prelomu zaradi tega specifičnega načina obremenitve. Zglajene prelomne površine so verjetno posledica medsebojnega trenja prelomnih površin med ciklično obremenitvijo.

Slika 18, ki predstavlja prelomno površino izotermno kaljene palice, kaže tipične znake utrujenostnega preloma. Površina, kakršno kaže slika 18, je nastala verjetno po medsebojnem trenju oz. drsanju obeh površin razpoke med ciklično obremenitvijo. Desna stran kaže morda znake duktilnega preloma, ki pa so se zaradi trenja zabrisali. Prav takšni značilni znaki utrujenostnega preloma so tudi na sliki 19, ki pa ni bila bistveno spremenjena zaradi poznejšega medsebojnega trenja.



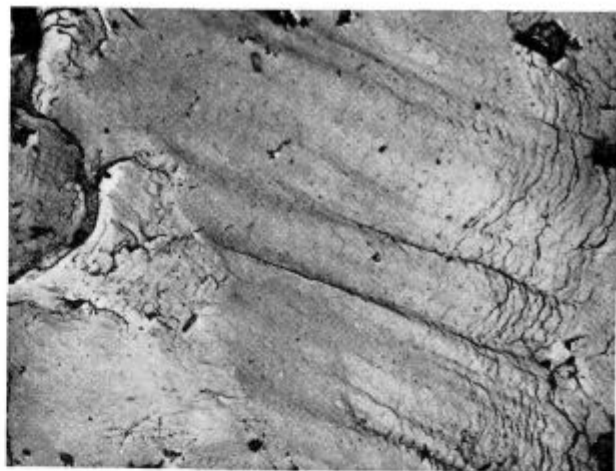
Slika 18

**Prelom izotermno kaljene palice jekla C 45, izmenična obremenitev pov. 3200 ×, dvostopenjska replika**



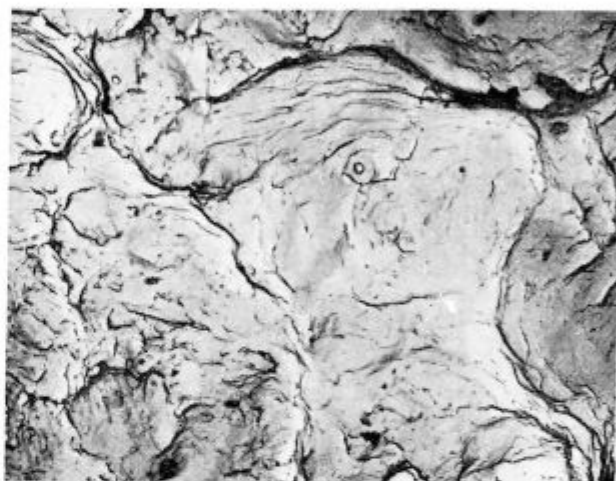
Slika 19

enako kot slika 25



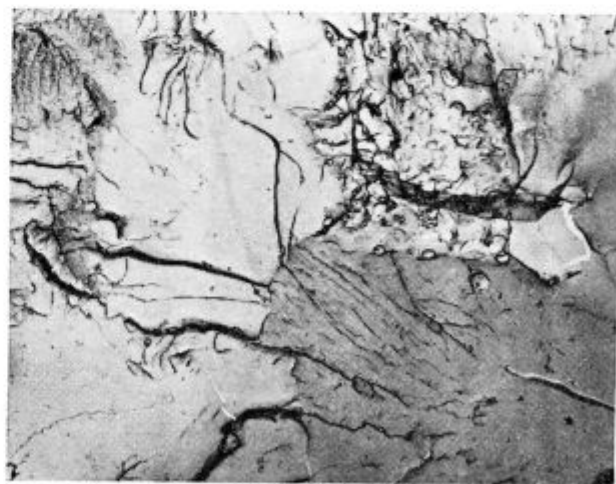
Slika 20

**Prelomna površina normalizirane palice jekla C 45, izmenična obremenitev, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika**



Slika 21

enako kot slika 20, pov. 4800 ×



Slika 22

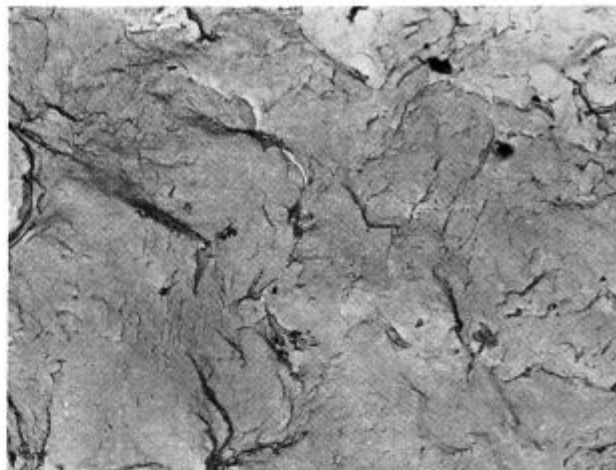
**Površina preloma poboljšane jekla C 45 obremenjenega z izmenično obremenitvijo. Pov. 6400 ×, dvostopenjska replika**

### 3.1.2. Kombinacija upogiba in torzije (7:3)

Mikrofraktografija 20 (normalizirana palica) kaže povsem značilne znake rasti razpoke in del zelo gladke površine, katerega nastanek si težko razlagamo kot posledico trenja ploskev.

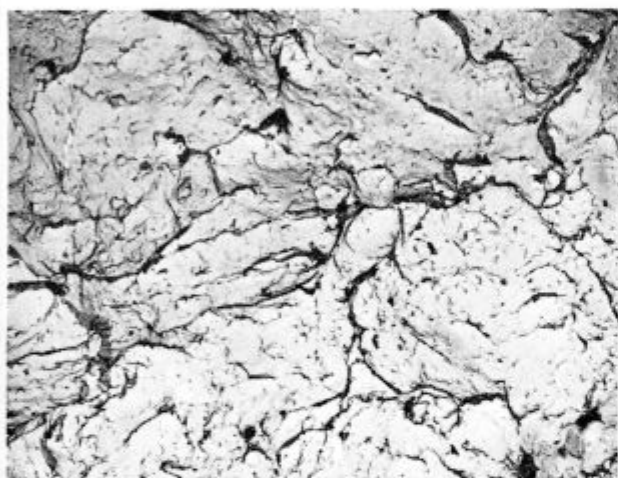
Oblika na sliki 21 ima elemente interkristalinea preloma, prek katerih vidimo značilne oblike utrujenostnega preloma.

Slika 22, ki prikazuje prelom poboljšane vzorca, ima vse značilnosti krhkega preloma. Povsem drugačna je oblika površine na sliki 23, katero smemo postaviti kot povsem specifično za tak način preloma. Slika 24 kaže primer makroskopskega videza prelomne površine. V sredini je trenutni del preloma. Tudi na tem prelomu smo le mestoma opazili tipične znake utrujenostnega preloma (slika 25).



Slika 25

Prelomna površina izotermno kaljene palice jekla C 45, izmenična obremenitev, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika



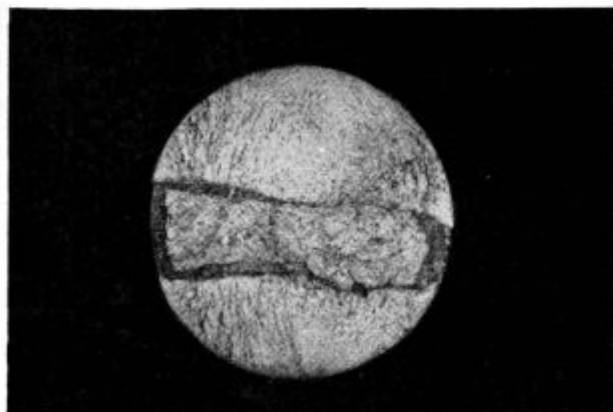
Slika 23

Prelomna površina poboljšane palice jekla C 45, izmenična obremenitev, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika



Slika 26

Prelomna površina normalizirane palice jekla C 45, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika



Slika 24

Makroskopski videz prelomne površine izotermno kaljene epruvete jekla C 45, zgoraj in spodaj sta dela preloma nastala zaradi utrujanja, v sredini pa je trenutni del preloma, pov. 5,5 ×

### Kombinacija upogiba in torzije (3:7)

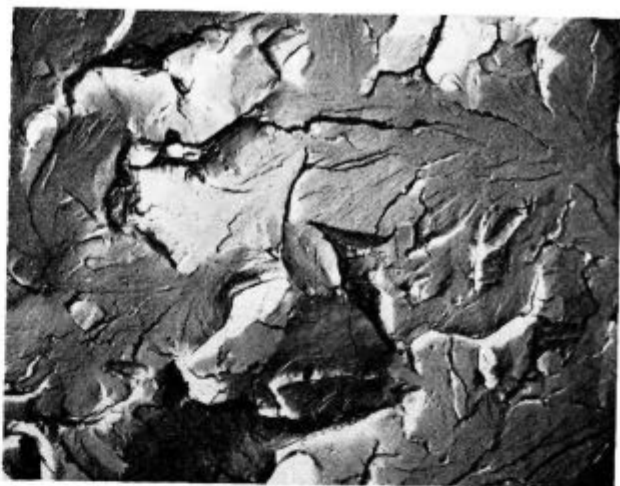
Na vseh prelomnih površinah normalizirane palice smo opazili za utrujenostni prelom značilne znake. V splošnem spominja relief prelomne površine na interkristalini prelom (sl. 26). Znake medsebojnega trenja površin zasledimo na sliki 27. Na vseh mikrofraktografijah opazimo zelo droben in fin relief.

Prelom kaljene palice je bil kljub dolgotrajni izmenični obremenitvi docela interkristaliničen (slika 28).

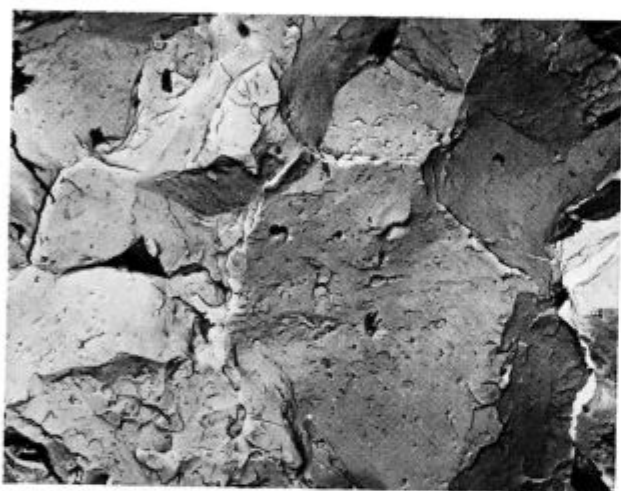
Prelom poboljšane palice na sliki 29 ima popolnoma samosvojo obliko. Na reliefu je polno drobnih elementov, na katerih so vidni znaki utrujenostnega preloma. Pri izotermno kaljenem vzorcu



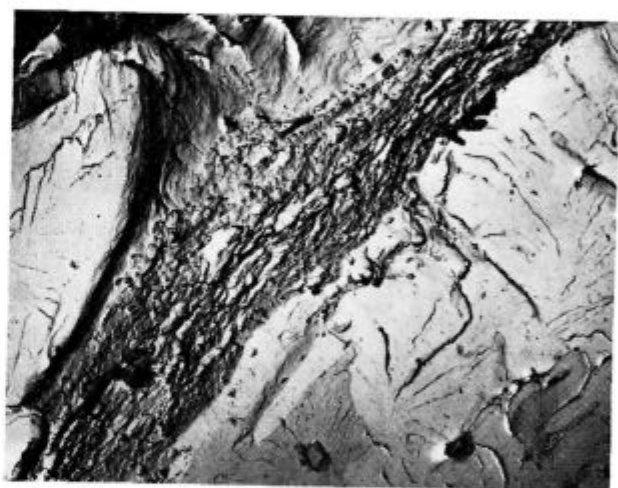
Slika 27  
enako kot slika 26



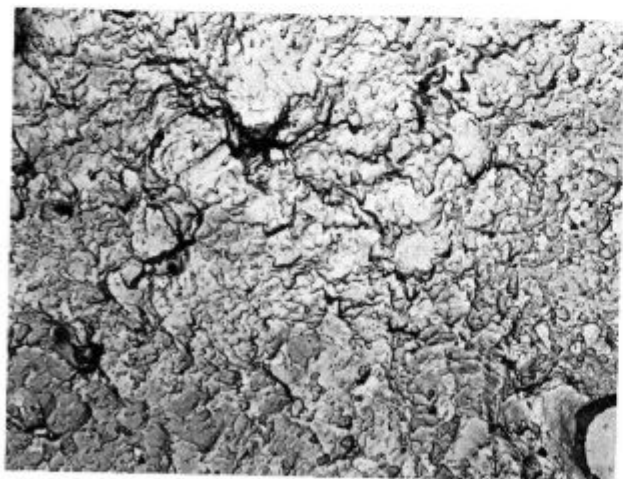
Slika 30  
Prelomna površina izotermno kaljene palice jekla C 45, značilne oblike krhkega preloma, izmenična obremenitev, pov. 4800 ×, dvostopenjska replika



Slika 28  
Interkristalni prelom kaljene palice jekla C 45, prelomljenega z izmenično obremenitvijo. Pov. 3200 ×, dvostopenjska replika



Slika 31  
Prelomna površina izotermno kaljene palice jekla C 45, značilni elementi krhkega in utrujenostnega preloma, izmenična obremenitev, pov. 4800 ×, dvostopenjska replika



Slika 29  
Prelomna površina poboljšane palice jekla C 45, izmenična obremenitev, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika

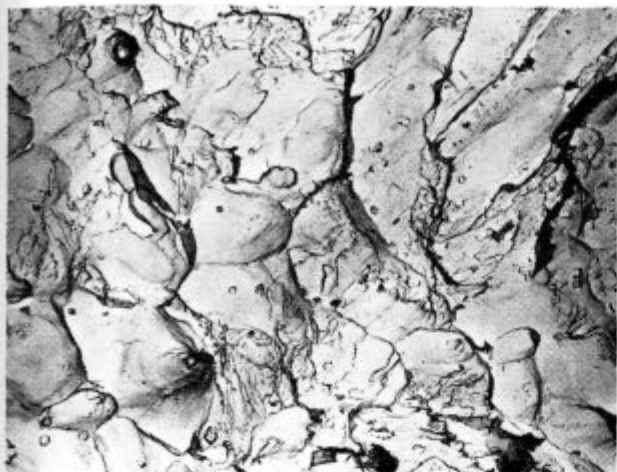
je bila večina prelomne površine krhka (slika 30), le na sliki 31 zgoraj vidimo tipične detajle utrujenostnega preloma.

### Torzija

Površino preloma normalizirane palice kažeta sliki 32 in 33, vsebujeta elemente krhkega in žilavega preloma, brez specifičnih oblik utrujenostnega preloma.

Značilne oblike preloma poboljšane palice so zajete na slikah 34 in 35. Pokažejo se značilne oblike interkristalnega in žilavega preloma, pa tudi povsem specifični detajli.





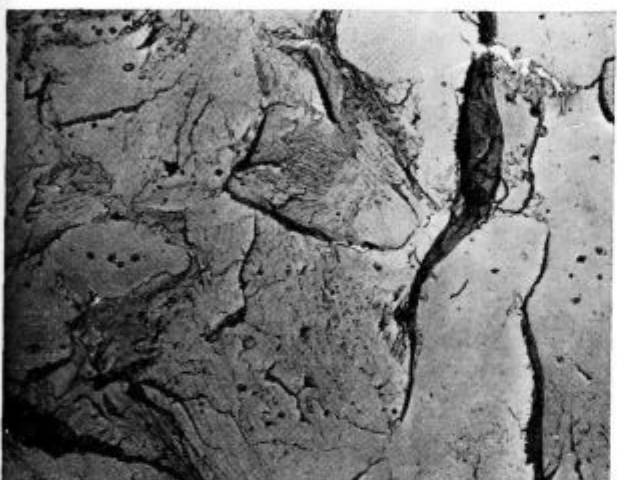
Slika 32

Prelomna površina normalizirane palice jekla C 45 z elementi krhkega in žilavega preloma, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika



Slika 35

enako kot slika 34



Slika 33

Krhki prelom jekla C 45, prelomljenega z izmenično obremenitvijo, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika



Slika 36

Prelomna površina izotermno kaljene palice jekla C 45, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika



Slika 34

Prelomna površina poboljšane palice jekla C 45, pov. 3200 ×, dvostopenjska replika



Slika 37

enako kot slika 36

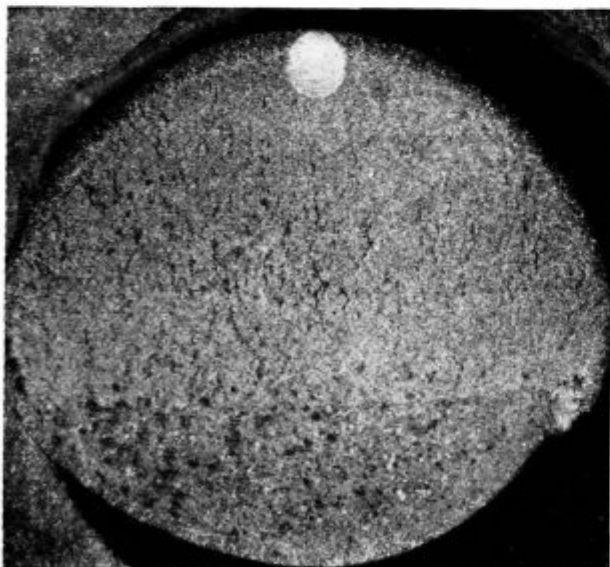
Tudi na prelomu izotermno kaljene palice smo našli značilne elemente interkristalnega in žilavega preloma (sl. 36). Pogostne so pa tudi izrazito specifične oblike utrujenostnega preloma (slika 37).

Slika 38 prikazuje makroskopski videz prelomne površine poskusne palice cementiranega jekla. Prelomna površina razpade na ločena polja treh značilnih oblik. Zgoraj v sredini belega polja je nekovinski vključek, pri katerem je začela razpoka. Zgornje in spodnje polkrožno polje sta utrujenostni del preloma, srednji pas pa se je hipoma prelomil. Replike, katere smo napravili na teh treh značilnih področjih preloma povedo, da sta si mikroreliefa ob žarišču preloma (pri nekovinskem vključku) in v trenutnem delu preloma zelo podobna in da sta nastala torej po podobnem mehanizmu.

Slika 39 kaže mikrorelief prelomne površine v žarišču preloma ob nekovinskem vključku. Podobno kot na sliki 42 spodaj lahko tudi v tem primeru prisodimo to obliko prelomne površine duktilni razkoljivosti.

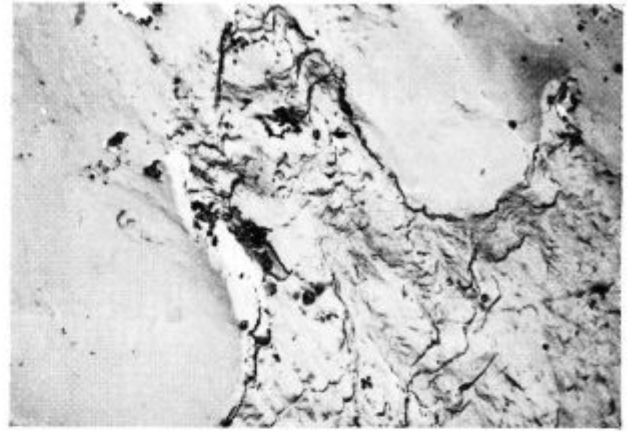
Polkrožni polji imata značilne znake utrujenostnega preloma, katerega mikroreliefne značilnosti se periodično ponavljajo in so verjetno zapis postopnega napredovanja razpoke med izmenično obremenitvijo (slika 40). Te doline in izbokline z zaobljenimi robovi na posameznih mestih sekajo pod različnimi koti vrste ali skupine drobnih točk, ki so po vsej verjetnosti odtisi karbidov ali pa kake druge heterogene faze.

Slika 41, ki predstavlja del trenutno prelomljene površine, ima značilne oblike duktilne razkoljivosti. Ta oblika prelomne površine je zelo redka v primerjavi z drugimi vrstami preloma.



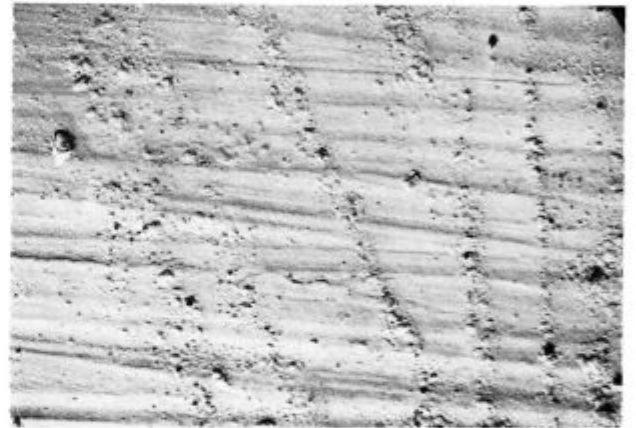
Slika 38

Makroskopski videz prelomne površine cementacijskega jekla; izmenična obremenitev. Belo krožno polje z nekovinskim vključkom je žarišče preloma. Povečava  $9\times$



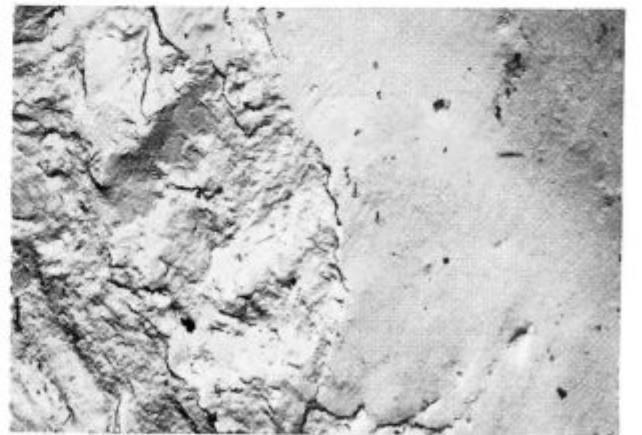
Slika 39

Mikrofraktografija površine žarišča preloma cementacijskega jekla, prelomljenega zaradi izmenične obremenitve; primer duktilne razkoljivosti; povečava  $3000\times$ , enostopenjska replika



Slika 40

Mikrofraktografija dela utrujenostnega preloma cementacijskega jekla, prelomljenega zaradi izmenične obremenitve, pov.  $3000\times$ , enostopenjska replika



Slika 41

Mikrofraktografija trenutno prelomljenega dela poskusne palice iz cementacijskega jekla; izmenična obremenitev, primer duktilne razkoljivosti, pov.  $3000\times$ , enostopenjska replika

## POVZETEK

Mikrofraktografska tehnika omogoča ne samo opredelitev morfologije prelomnih površin in s tem tudi načina in vzroka preloma kovine, ampak tudi opazovanje heterogenih faz na prelomnih površinah, njihovo identifikacijo ter oceno vpliva na začetek in potek preloma. Osnovna mikrofraktografska tehnika je opazovanje replik (odtisov) prelomnih površin v elektronskem mikroskopu, katerega odlike pridejo tu do izraza. Tehnika priprave replik je zelo raznovrstna in prilagojena specifičnim zahtevam. Večino replik izdelajo danes iz oglja, ki ga na razne načine ločijo od površine preloma.

Na podlagi videza pri opazovanju v elektronskem mikroskopu in na osnovi mehanizmov porušitve se razvrste prelomi v eno naslednjih osnovnih oblik:

- plastičen prelom
- dekohezija po cepilnih (razkoljivih) kristalnih ravninah,
- prelom po kristalnih mejah,
- dekohezija po oslABLjenih drsnih ravninah (duktilna razkoljivost),
- prelom zaradi ponavljajoče se obremenitve (utrujenostni prelom).

Poskuse smo napravili s tremi jekli: z nelegiranim jeklom za cementacijo Ck 15, z ogljikovim jeklom C 45 in z nerjavnim jeklom vrste 18/8. Toplotna obdelava posameznih preizkusnih palic je bila različna. Epruvete prvega in zadnjega jekla smo prelomili pri temperaturi tekočega dušika, jeklo C 45 pa smo prelomili na stroju za utrujanje. Uporabili smo različne vrste obremenitve.

Na prelomnih površinah preiskovanih jekel smo opazili plastični prelom, prelom po kristalnih mejah, krhki prelom s cepljenjem, duktilno krhkost in utrujenostni prelom.

Opazili smo tudi oblike prelomnih površin, katerih morfološke značilnosti nismo mogli točno interpretirati.

Osvajali smo tehniko priprave enostopenjskih in dvostopenjskih ogljenih replik ter opisali in ilustrirali različne vrste prelomnih površin na podlagi podatkov iz strokovne literature in naših eksperimentalnih opazovanj.

*Zahvaljujemo se vsem slovenskim železarnam in Skladu Borisa Kidriča, ki so nama omogočili obdelovati vprašanja elektronske mikroskopije in mikrofraktografije kovin. Zahvalo smo dolžni tudi sodelavcem oddelka za fiziko trdne snovi na Inštitutu Jože Stefan za pomoč pri eksperimentalnem delu.*

## Literatura

1. G. Henry, J. Plateau: La Microfractographie, IRSID
2. Fracture of Solids, Proceedings of an international Conference, Washington, avgust, 1962
3. Application of Fracture Toughness Parameters to structural metals. Symp. Comité of the Institute of Metals Division of AIME, New York, 1966
4. J. Plateau, G. Henry, C. Crussard: Quelques nouvelles applications de la microfractographie, Revue de Metallurgie 54, marec 1957, str. 200 ... 216
5. Tehnika elektronske mikroskopije, Moskva, 1965
6. G. Thomas: Elektronna mikroskopija metalov, Moskva, 1963
7. F. Vodopivec, V. Marinković, L. Kosec: Uvajanje metode fraktografije pri raziskavah metalurških problemov v zvezi z mehansko-tehnološkimi lastnostmi jekel, Poročila MI v Ljubljani, 1964
8. M. Gell, G. R. Leverant: The Characteristics of Stage I fatigue fracture in a high strength nickel alloy, Acta metallurgica, vol. 16, N. 4, april 1968, str. 553 ... 561.

## ZUSAMMENFASSUNG

Die Technik der Mikrofractographie ermöglicht nicht nur die morphologische Bestimmung der Bruchflächen, und damit auch die Art und Ursache des Bruches, sondern auch die Beobachtung der heterogenen Phasen an den Bruchflächen, dessen Identifizierung und die Bewertung des Einflusses auf den Anfang und den Verlauf des Bruches. Die Grundlage der Mikrofractographischen Technik ist die Beobachtung der Replika der Bruchflächen im Elektronenmikroskop dessen Vorzüge hier zum Ausdruck kommen. Die Vorbereitung der Replika ist sehr verschieden und ist den spezifischen Ansprüchen angepasst. Die Repliken sind heutzutage hauptsächlich aus Kohle ausgefertigt und werden verschiedenartig von der Bruchoberfläche abgezogen.

Auf Grund des Bruchaussehens bei der Beobachtung im Elektronenmikroskop und auf Grund des Zerstörungsmechanismus werden die Brüche in eine der folgenden Grundformen eingeteilt:

- Plastischer Bruch
- Dekohezion auf den Spaltbaren Kristallflächen
- Bruch an den Kristallgrenzen
- Dekohezion auf den geschwächten Gelitflächen

Bruch wegen der wiederholenden Beanspruchung (Ermüdungsbruch).

Die Versuche wurden an drei Stahlqualitäten ausgeführt: einem unlegierten Einsatzstahl Ck 15, einem kohlenstoffstahl C 45 und einem nichtrostendem Stahl der Type 18/8. Die Wärmebehandlung der einzelnen Versuchsstäbe war verschieden. Die Proben des erst und letztgenannten Stahles wurden bei der Temperatur des flüssigen Stickstoffes gebrochen, den Stahl C 45 brachen wir auf einer Ermüdungsmaschine. Dabei wurden verschiedenartige Beanspruchungen angewendet.

Auf den Bruchflächen der Untersuchten Stähle haben wir den plastischen Bruch, Bruch über die Kristallgrenzen, einen spröden Bruch mit der Spaltung, eine duktile Spaltbarkeit und einen Ermüdungsbruch beobachtet.

Wir haben auch einige Formen der Bruchflächen beobachtet, dessen morfolologische Eigenheiten wir nicht genau deuten können.

Wir haben die Technik der Vorbereitung der einstufigen und zweistufigen Kohlenstoff Replika erobert und auf Grund der Daten aus der Fachliteratur und unseren eigenen Beobachtungen verschiedene Sorten der Bruchflächen illustriert und beschrieben.

## SUMMARY

Microfractographic technics do not enable us to determine only morphology of fracture surfaces, and at the same time also way and cause of the metal fracture, but also heterogeneous phases on fracture surfaces can be observed, and identified, and their influence on the beginning and the progress of fracture can be estimated. The base of the microfractographic technics is observation of fracture surface replicas under the electron microscope, whose advantages are thus expressed. Technics for replica preparation are various and adapted for specific demands. Majority of replicas today is made of carbon which can be in different ways separated from the fracture surface.

Basing on appearance at observation under the electron microscope, and on the basis of breaking mechanism, fractures can be classified in one of the following basic forms:

- plastic fracture,
- decohesion along splitting crystal planes,
- intercrystalline fracture,
- decohesion along weakened sliding planes (ductile cleavage)

— fracture due to repeated load (fatigue fracture).

Experiments were made with three different steels: non-alloyed steel for carburising Ck 15, carbon-steel C 45, and stainless steel of the type 18/8. Heat treatment of individual test-rods was different. Test specimens of the first and of the last steel were broken at the temperature of liquid nitrogen, steel C 45 was broken on the fatigue machine. Different types of loads were used.

On fracture surfaces of the investigated steels plastic fracture, intercrystalline fracture, fragile cleavage fracture (ductile cleavage), and fatigue fracture were observed.

Also shapes of fracture surfaces, whose morphologic characteristic could not be exactly interpreted, were observed.

The preparation technics for one-staged and two-staged carbon replicas were learned, and on basis of the technical literature data and basing on our experimental observations, different types of fracture surfaces were described and illustrated.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Микрофрактографическая техника разрешает не только определение морфологии плоскости излома и с этим также способ и причину излома металла, но тоже и наблюдение гетерогенных фаз на поверхности излома, их идентификацию и оценку влияния начала и процесса (течения) перелома. Основание микрофрактографической техники состоит в наблюдении отпечатков поверхности перелома с электронным микроскопом при чём эти характеристики приходят до выражения.

Техника приготовления отпечатков весьма разнообразна, приспособлена определённым требованиям. Большинство отпечатков выделаны из угля; их различным способом можно отделить от поверхности перелома.

На основании вида перелома при помощи электронного микроскопа и на основании механизма разрушения переломы можно распределить в одну из следующих основных форм:

- пластический перелом,
- декогезия по равнинах расщепления кристаллов
- перелом на пределах кристаллов
- декогезия на ослаблённых поверхностях скольжения (пластичное расщепление)

— перелом который наступил вследствие знакопеременной нагрузки (перелом усталости).

Исследования были выполнены с тремя сортами стали: нелегированная сталь для цементации Ck 15, углеродистая сталь C 45 и нержавеющей сталь марки 18/8. Термообработка отдельных проб была весьма разнообразна. Опытные образцы Ck 15 и 18/8 были переломлены при темп-ы жидкого азота а сталь C 45 на машине для определения усталости; употреблены разные виды загрузки.

На поверхностях перелома исследованных сталях обнаружен пластический перелом, перелом на пределах кристаллов, хрупкий перелом с расщеплением (пластичное расщепление) и перелом усталости.

Наблюдение обхватило также и формы поверхностей излома но их морфологические характеристики, не были точно разъяснены.

Удалось также освоить технику приготовления одно и двухступенчатых отпечатков а также, на основании данных из специальной литературы и описанных исследований, описать и иллюстрировать виды поверхностей перелома.

## O sestavi karbidov v nekaterih legiranih jeklih

Na osnovi bibliografskih podatkov opisuje članek sestavo karbidov, ki nastanejo med žarjenjem jekel, ki so legirana s kromom, molibdenom, vanadijem, volframom in niobijem posamezno ali v raznih kombinacijah. Opisane so tudi osnovne značilnosti različnih postopkov za ekstrakcijo in identifikacijo karbidov.

V drugem delu je opisan postopek in rezultati identifikacije karbidov v različnih orodnih jeklih OW 3, BRW in Elomax, v ventilskih jeklih Prokron 5 M, Prokron 8 in Prokron 9 ter v jeklu za kroglične ležaje OCR 4.

### 1. BIBLIOGRAFSKI PREGLED

#### 1.1. Sestava karbidov v legiranih jeklih

V tabeli 1 podajamo klasifikacijo karbidov v binarnih zlitinah. Osnovne podatke smo povzeli po Goldschmidtu<sup>1</sup>, podatke za trdoto po Kiefferju in Beneschowskem<sup>2</sup>, podatke za topnost pa po različnih avtorjih, katere bomo kasneje navedli.

V kompleksnih zlitinah nastajajo zmesni karbidi. Za nastanek teh karbidov so značilna naslednja splošna pravila:<sup>1</sup>

a) Železo ne tvori zmesnih karbidov z elementi, katerih karbidi kristalizirajo kubično s prostorsko mrežo oblike natrijevega klorida npr. VC in TiC.

b) Železo tvori zmesne karbide s karbidi, ki kristalizirajo heksagonalno npr. Mo<sub>2</sub>C, MoC, W<sub>2</sub>C in WC. Zmesni karbidi so kubični in imajo precejšnjo topnost za železo. Primer teh karbidov so karbidi Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C do Fe<sub>4</sub>W<sub>2</sub>C in izomorfni železo-molibdenov karbid.

c) Železo ne tvori posebnih ternarnih karbidov s prehodnimi elementi (npr. kromom), toda binarni karbidi imajo tolikšno topnost za krom oziroma železo, da jih lahko smatramo za ternarne.

V tabeli 2 smo izbrali karbide, katere so različni avtorji našli v jeklih legiranih z dvema ali več karbidotvorcev.

Večine teh karbidov ne moremo smatrati za prave zmesne karbide. Edina prava zmesna karbida sta karbida Me<sub>6</sub>C in Fe<sub>21</sub>W<sub>2</sub>C<sub>6</sub>.

Tabela 1 — Karakteristike karbidov

Element	Karbid	Kristalizacija	Trdota <sup>1</sup>	Opomba oz. topnost raznih elementov v karbidu
Železo	Fe <sub>2</sub> C	ortorombična		nestabilen, v jeklih samo pod 300° C topi do 18 % Cr.
	Fe <sub>3</sub> C	ortorombična		
Mangan	Mn <sub>3</sub> C	ortorombičen		popolna topnost Fe.
	Mn <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	kubičen		nista bila najdena v jeklih.
	Mn <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	heksagonalen		
Krom	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	kubičen	1650	topi do 35 % Fe, topi Mo in W, do 14 % V.
	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	heksagonalen	2200	topi do 50 % Fe, do 18 % V.
	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ortorombičen	2280 (1300) <sup>2</sup>	ni bil najden v jeklih.
Volfram	W <sub>2</sub> C	heksagonalen	3000	topi do 45 % Cr, do 9 % Fe in do 7 % Mn.
	WC	heksagonalen	2400 (2080) <sup>2</sup>	topi zanemarljivo malo Fe in Cr.
Molibden	Mo <sub>2</sub> C	heksagonalen	1950 (1500) <sup>2</sup>	čisti Mo karbidi topijo le zelo malo železa.
	MoC	heksagonalen	(7—8 po Mohs-u)	
Vanadij	VC	kubičen	2950	njegova sestava se lahko menja do V <sub>4</sub> C <sub>3</sub> .
	V <sub>2</sub> C	heksagonalen	2000	
Titan	TiC	kubičen	3200	

<sup>1</sup> — če ni posebej omenjeno predstavlja vrednost mikrotrdoto pod obtežbo 50 g

<sup>2</sup> — obe vrednosti sta povzeti po istem viru<sup>2</sup>

Tabela 2 — Karbidi v ternarnih sistemih

Sistem	Karbid	O p o m b a
Fe-Mn-C		Popolna medsebojna topnost karbidov $Fe_3C$ in $Mn_3C$
Fe-Cr-C	$(FeCr)_3C$ $(CrFe)_7C_3$ $(CrFe)_{23}C_6$	Vsebuje do 18 % Cr, topi manj od 0,5 % Mo Vsebuje do 35 % Fe, topi do 18 % V Vsebuje do 60 % Fe, topi do 14 % V
Fe-W-C	$Me_6C$ oz. $Fe_4W_2C—Fe_3W_3C$ $Fe_{21}W_2C_6^x$ $Cr_{21}W_2C_6^x$	Topi največ 7 % Cr Karbida vsebujeta do 20 % W, do 85 % Cr, do 85 % Fe, topita do 4 % Mo
Fe-Mo-C	$Me_6C$ oz. $Fe_4Mo_2C—Fe_3Mo_3C$ $(FeMo)_{23}C_6^x$	
Fe-V-C		Zelo majhna topnost drugih elementov karbidotvorcev v binarnih karbidih

OPOMBA: <sup>x</sup>karbidi so izomorfni s  $Cr_{23}C_6$ .

Bibliografija o karbidih v legiranih jeklih je precej obširna, zato se bomo omejili le na dela objavljena po l. 1950, v katerih so posamezni avtorji različne karbide neposredno eksperimentalno dokazali. Večina teh del ne obravnava karbidov, nastalih pri kristalizaciji jekla, marveč v glavnem le karbide v kaljenih jeklih in karbide, ki nastajajo v jeklih pri žarjenjih v trajanju od nekaj minut do 5000 ur. Najprej bomo obdelali jekla, v katerih je poleg železa le en karbidotvorec, npr. krom, volfram ali molibden, nato pa jekla z več karbidotvorci.

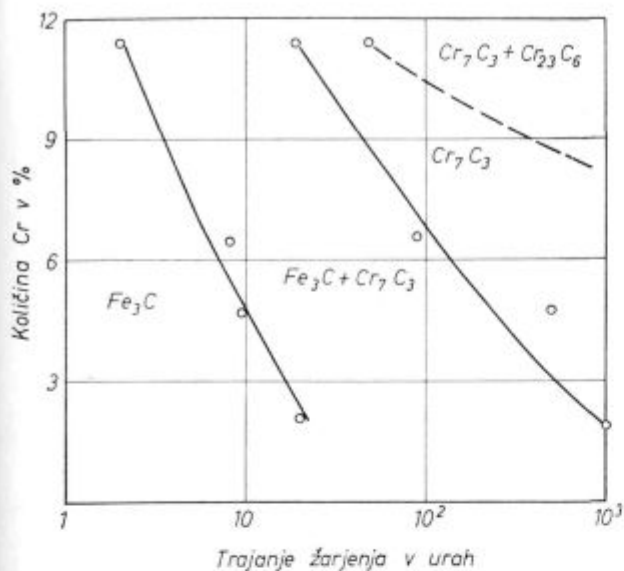
Kuo<sup>3</sup> je obdelal kromova, volframova in molibdenova jekla. Kromova jekla so imela sestavo od 0,22 do 2,05 % ogljika in 0,4 do 24,2 % Cr, wolframova jekla med 0,27 do 1,16 % C ter 0,5 do 9,5 % volframa, molibdenova jekla pa od 0,18 do 1,04 % ogljika in 0,2 do 8,1 % molibdena. Ugotovil je, da se pri žarjenju kaljenega jekla z do 3 % kroma in 0,5 % ogljika do temperature 620° C izloča le cementit, v katerem pa je raztopljeno do 20 %

kroma. S podaljšanjem žarjenja poteka reakcija  $Fe_3C \rightarrow Cr_7C_3$ . Pri jeklih z 12 % kroma se cementit izloča iz prenasočene raztopine že pri žarenju do temperature 500° C, od te temperature do 675° C se izloča tudi karbid  $Cr_7C_3$ , nad to temperaturo pa le karbid  $Cr_{23}C_6$ . Kuo navaja, da je od obeh kromovih karbidov bolj obstojen karbid  $Cr_7C_3$ , ki se ne raztopi v austenitu še pri temperaturi austenitizacije 1100° C. Izgleda pa, da tudi njegove ugotovitve ne držijo popolnoma. Ronald in Bodsworth<sup>4</sup> sta namreč ugotovila, da v jeklih z 0,2 % ogljika dobimo karbide  $Fe_3C$ ,  $Cr_7C_3$  in  $Cr_{23}C_6$ , če je le trajanje žarjenja primerno, stabilen pa je le zadnji karbid (slika 1). Tudi Koch in sodelavci<sup>5</sup> navajajo, da v jeklu s 3 % kroma karbidne transformacije po 100 urah žarjenja pri 750° C še niso končane.

V tabeli 3 podajamo ugotovitve Kua na volframovih jeklih. Zanimivo je, da so se karbidi, nastali pri izotermni transformaciji pri 700° C, razlikujejo od karbidov nastalih pri izotermnem žarjenju kaljenega jekla pri isti temperaturi.

Tabela 3 — Karbidi v volframovih jeklih po izotermni transformaciji ali po žarjenju pri 700° C

Jeklo	% C	% W	Atomsko razmerje WC	10 urna izotermna transformacija pri 700° C	žarjenje pri 700° C, 2000 ur
1	0,98	0,49	0,033	$Fe_3C$	$Fe_3C + WC$
2	1,16	1,16	0,065	$Fe_3C$	$Fe_3C + WC$
3	0,65	1,50	0,15	$M_{23}C_6$	$Fe_3C + WC$
4	0,89	2,62	0,19	$M_{23}C_6$	$Fe_3C + WC$
5	0,55	1,96	0,23	$M_{23}C_6, M_6C$	$Fe_3C + WC$
6	0,59	3,62	0,40	$M_{23}C_6, M_6C$	$WC + Fe_3C$
7	0,60	6,12	0,67	$M_{23}C_6, M_6C$	$WC + Fe_3C$
8	0,27	5,45	1,32	$M_6C, M_{23}C_6$	$WC + M_6C$
9	0,34	8,15	1,57	$M_6C, M_{23}C_6$	$WC + M_6C$
10	0,32	9,59	1,96	$M_6C$	$M_6C + WC$



Slika 1

Vpliv trajanja žarenja pri 700°C na sestavo karbidov v kromovih jeklih

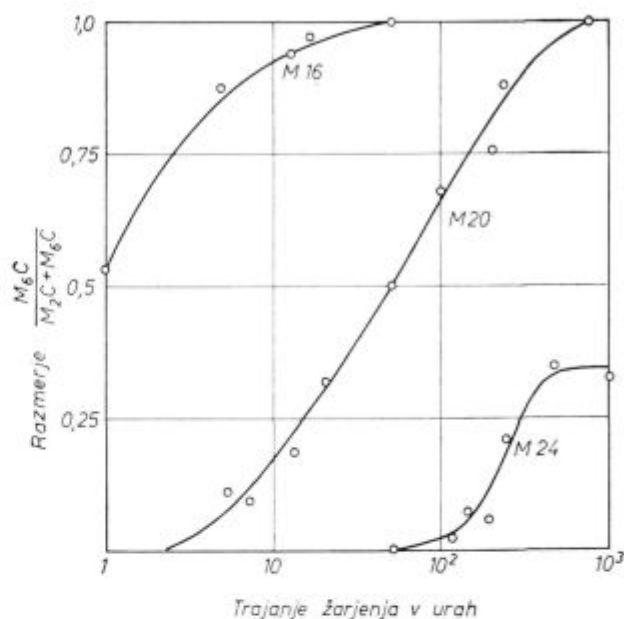
Po analogiji s sistemom železo-volfram-ogljik najdemo v sistemu železo-molibden-ogljik praktično podobne karbide, le volfram je zamenjan z molibdenom. Podobne so tudi razlike med karbidi, ki so nastali pri izotermnem žarenju in karbidi, ki so nastali pri izotermni transformaciji.

Ridall in Quarrell<sup>6</sup> sta v glavnem potrdila Kuojeve ugotovitve. V jeklih, katere sta uporabila za preizkuse je bilo okoli 0,2 % C in 3,5 % molibdena (skupno čez 100 jekel), se je pri žarenju kaljenega jekla na temperaturi 700°C izločil najprej karbid Mo<sub>2</sub>C v obliki iglic. Te so se nato sferoidizirale po 200 urah, če je bilo jeklo izdelano v vakuumu, pri nevakumskem jeklu pa že pri 20-tih urah.

V začetku je bilo v karbidu Mo<sub>2</sub>C raztopljene ga do 5 % železa, s trajanjem žarenja pa je nadomeščal molibden železo, karbid pa se vedno bolj približeval idealni sestavi. S podaljšanjem žarenja je prehajal karbid Mo<sub>2</sub>C v karbid Me<sub>6</sub>C. Hitrost te spremembe je bila v različnih jeklih zelo različna (slika 2). Na hitrost reakcije je vplivalo razmerje C/Mo v jeklu. Pri enakem razmerju pa je bila hitrost reakcije 100 do 1000 manjša v jeklu, izdelanem v vakuumu (slika 3), čeprav ni bilo opaziti nobene razlike v mikrostrukturi. Avtorja menita, da je razlika posledica manj kristalnih kali, ki omogočajo nukleacijo karbidov.

Kuo<sup>7</sup> je študiral tudi karbide v krom-volframovih jeklih žarjenih do temperature 700°C. V teh jeklih je bilo med 0,27 in 1,3 % ogljika do 0,0 do 12,6 % kroma ter 0 do 15,4 % volframa. Našel ni nobenih karbidov katerih ni opazil že v jeklih, ki so bila legirana le s kromom ali volframom. Najbolj pogosti karbidi so bili Me<sub>2</sub>C in Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, ki topita precej kroma oz. volframa; Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, v katerem je poleg železa praktično le krom ter karbid Me<sub>6</sub>C, v katerem sta predvsem železo in volfram.

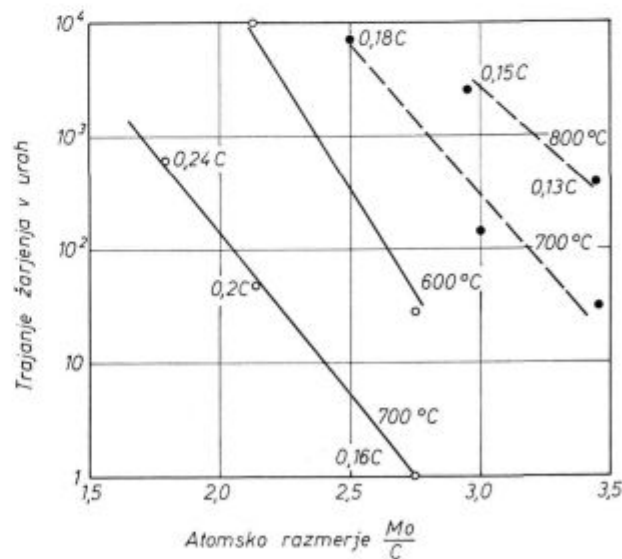
Zanimivo je, da že majhna vsebnost kroma v jeklu zadrži nastanek karbida WC. Sekvence transformacij pri podaljšanju izotermnega žarjenja so Me<sub>3</sub>C → Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub> → Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> v visokokromovih jeklih ter Me<sub>3</sub>C → Me<sub>2</sub>C → Me<sub>6</sub>C pri visokovolframovih jeklih. V jeklih, s podobno vsebnostjo kroma in volframa, je opazil kombinacije obeh razvojnih sekvenc. Iste sekvence transformacij pri izo-



Slika 2

Kinetika transformacije Mo<sub>2</sub>C → Mo<sub>6</sub>C pri 500°C v jeklih z različnim razmerjem Mo/C

(jeklo M 16: Mo/C = 2,77, Mo = 3,55 %, C = 0,16 %, jeklo M 20: Mo/C = 2,15, Mo = 3,4 %, C = 0,20 %, jeklo M 24: Mo/C = 1,8, Mo = 3,4 %, C = 9,24 %)



Slika 3

Čas do 50 % transformacije pri 700°C v jeklih z različnim razmerjem Mo/C. Cela črta — jeklo izdelano na zraku, prekinjena črta — jeklo izdelano v vakuumu.

termnem žarenju kaljenega jekla, legiranega s kromom in volframom, navajajo tudi Sato in sodelavci<sup>8</sup>. Tudi Cadek in Freiwiling<sup>9</sup> sta dobila podobne rezultate pri žarenju krom-volframovih jekel pri 650° C. Ugotovila sta še, da prisotnost kroma v volframovih jeklih povečuje področje stabilnosti karbida Me<sub>6</sub>C, prisotnost volframa v kromovih jeklih pa področje stabilnosti karbida Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Topnost volframa v karbidu Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub> je v ravnotežnem stanju največ 1,5 %, v metastabilnem stanju pa do 7 %. Tudi topnost kroma in volframa v cementitu je v krom-volframovih jeklih večja kot topnost obeh legiranih elementov v čistih kromovih in volframovih jeklih. V zlitinah železo-krom-ogljik-volfram ni nobenih ternarnih karbidov.

V tabeli 4 navajamo del rezultatov, ki sta jih dobila Cadek in Freiwiling zato, da bi dobili predstavo o trajanju transformacij karbidov v jeklu in o obsegu eksperimentalnega dela, potrebnega za študij teh transformacij.

Cadek, Dupal in Freiwiling<sup>10</sup> so študirali karbide tudi v krom-molibdenovih jeklih z 0,33 do 0,60 % ogljika, 1,35 do 13,5 % kroma in 0,56 do 6,3 % molibdena. Jekla so žarili do 5000 ur pri temperaturi 650° C oz. izvršili izotermno premeno austenita pri tej temperaturi. Pri kratkotrajnih žarenjih so dobili v jeklu cementit, če je bilo v jeklu veliko kroma tudi karbid Mo<sub>2</sub>C. Po žarenju do 100 ur so se poleg cementita izločili v jeklih z malo kroma in molibdena karbidi Me<sub>3</sub>C, Me<sub>2</sub>C in Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, v jeklih z veliko kroma in molibdena pa Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> in Me<sub>6</sub>C. Po 5000-urnem žarenju so opazili v jeklih z malo kroma in molibdena karbida Me<sub>2</sub>C in Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, v jeklih z veliko molibdena in kroma pa karbida Me<sub>6</sub>C in Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Po teh avtorjih povzamemo, zelo zanimivo tabelo 5, v kateri je

prikazano kako se lahko razlikuje sestava karbidov istega tipa v različnih jeklih in po različnem trajanju žarjenja.

Schaw in Quarrell<sup>11</sup> sta študirala karbide v krom-vanadijevih jeklih. Za poskuse sta uporabila več kot 100 jekel z okoli 0,2 % C, 0 do 12 % kroma in 0 do 1,9 % vanadija. Žarjenje predhodno kaljenih jekel je trajalo do 2000 ur pri 700° C. V jeklih z vanadijem se je pojavil karbid V<sub>4</sub>C<sub>3</sub> že takoj v začetku žarenja in se s podaljšanjem slednjega ni spreminjal. Nad 1 % kroma je nastal še karbid Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, še više pa karbid Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Čim več je bilo v jeklih kroma, tem kasneje se je pojavil karbid V<sub>4</sub>C<sub>3</sub>. Autorja sta ugotovila, da so razlike v sestavi karbidov lahko zelo velike, podobno kot smo prej pokazali za krom-molibdenova jekla.

V krom-vanadijevih jeklih, legiranih z niobiem se pojavlja niobijev karbid že pri 0,5 % Nb. Mills, Argent in Quarrell<sup>12</sup> so ugotovili, da se ta karbid ne raztopi v austenitu tudi po 4-urnem žarenju pri 1300° C. Njegova sestava se lahko menja med NbC in Nb<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, podobno kot pri vanadijevem karbidu.

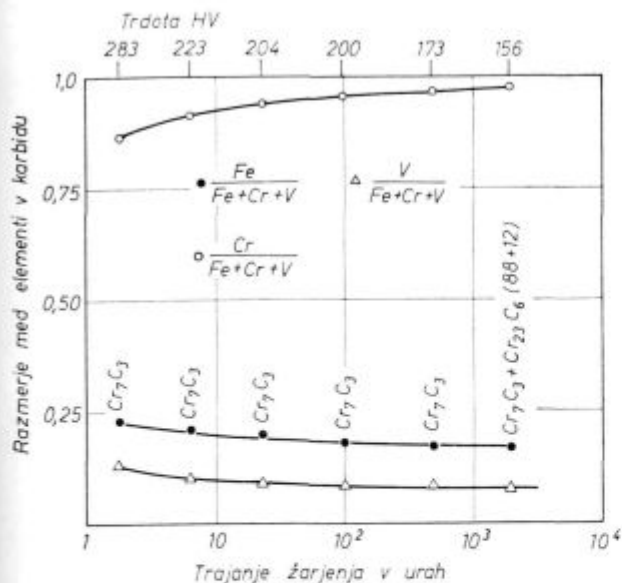
Topnost tujih elementov v kromovih karbidih je največja na mejah obstojnosti. Če nastane pri žarjenju le ena vrsta karbida se odnos med kovinami v njem spreminja med žarenjem polagoma (slika 4). Če pa pride do spremembe vrste karbida sorazmerje kovin v območju reakcije hitro spremeni (slika 5).

Kuo je študiral tudi karbide v orodnih jeklih<sup>13</sup> v katerih je bilo 0,33 do 0,93 % ogljika, 1 do 19 % volframa, 2,6 do 3,4 % kroma, 0,16 do 2,6 vanadija in 2,9 do 9,9 % molibdena. V jeklih za delo v vročem (v teh jeklih je navadno do 0,4 % ogljika), je našel cementit po enournem žarenju pri 450 in 500° C, ne pa pri istem žarenju pri 550° C. To kaže na možnost ponovne raztopitve izločenega

Tabela 4 — Karbidi v krom-volframovih jeklih žarjenih pri 650° C\*

% C	% Cr	% W	0,1	0,3	1	5	20	1000	500	2000	5000
0,41	0,86	0,66	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C
0,40	1,62	0,53	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C
0,38	1,61	1,17	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C
0,43	1,90	2,58	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>2</sub> C M <sub>6</sub> C	M <sub>2</sub> C, M <sub>3</sub> C M <sub>6</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>2</sub> C, M <sub>6</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>2</sub> C, M <sub>3</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> M <sub>3</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
0,40	1,75	10,3	M <sub>3</sub> C	M <sub>2</sub> C, M <sub>6</sub> C M <sub>3</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>2</sub> C M <sub>3</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>2</sub> C M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>3</sub> C M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>3</sub> C M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
0,41	4,46	1,17	M <sub>3</sub> C	M <sub>6</sub> C	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
0,45	4,28	2,64	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> M <sub>6</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C
0,43	4,22	4,87	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>3</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
0,41	4,33	9,60	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>6</sub> C	M <sub>6</sub> C, M <sub>2</sub> C M <sub>23</sub> C	M <sub>3</sub> C, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>6</sub> C, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	M <sub>3</sub> C, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
0,51	12,45	3,02	—	—	—	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C
0,60	12,53	5,30	—	—	—	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C
0,59	11,53	9,70	—	—	—	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , M <sub>6</sub> C





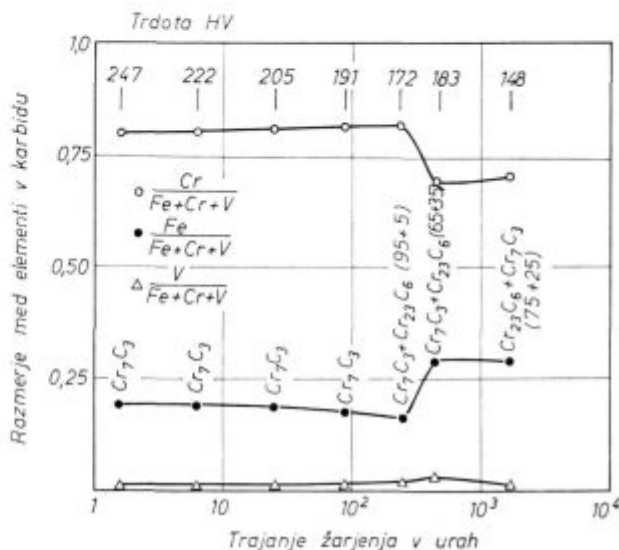
Slika 4

Sprememba v sestavi karbida med žarjenjem pri 700°C brez spremembe vrste karbida

cementita pri prekoračenju temperature 500°C. Karbida  $W_2C$  in  $Me_6C$  sta nastajala šele pri 625°C oz. 675°C, karbid  $Mo_2C$  pa že pri 600°C. V hitroreznem jeklu sta se karbida pri austenitizaciji le deloma raztopila, zato ju je našel tudi v kaljenem jeklu.

Karbidne reakcije so bile v hitroreznem jeklu podobne kot v jeklu za delo v vročem, le posamezni karbidi so se pojavili pri temperaturah, ki so bile pribl. 30°C višje kot pri jeklih za delo

v vročem. Pri še višjih temperaturah žarenja in visokih vsebnostih kroma, sta nastala tudi karbida  $Me_{23}C_6$  in  $Cr_7C_3$ . Karbid  $WC$  je nastajal pri popuščanju nad temperaturo 700°C. Na podlagi teh ugotovitev meni Kuo, da povzroča sekundarno utrjenje brzoreznega jekla najverjetneje izločanje karbidov  $W_2C$  ali  $Mo_2C$ , ki sta tudi glavni vzrok za trdoto jekla v rdečem. Krom povečuje trdoto oziroma jo premakne k višji temperaturi zato, ker zavira nastanek teh dveh karbidov oz. ga pomakne proti višjim temperaturam. Verjetno ima



Slika 5

Sprememba v sestavi karbida med žarjenjem pri 700°C s spremembo vrste karbida

Tabela 5 — Sestava karbidov v različnih jeklih, legiranih s kromom in molibdenom

% C	% Cr Jeklo	% Mo	Popuščanje oz. transformacija pri 650°C	Karbidi			
				Koncentracija % Cr	elementov v karbidu % Mo	% Fe	
0,42	4,22	1,15	0,1 ure, popuščanje	$M_3C$	26,8	5,2	53
0,47	4,51	0,56	5 ur, izoterm. transf.	$M_7C_3$	44	3,2	37
			5000 ur, izotermn. transf.	$M_7C_3$	51,5	2,6	31
0,42	4,22	1,15	1 ura popuščanja	$M_7C_3$	47,5	2	36,5
			5 ur popuščanja	$M_7C_3$	39	7,2	38,8
0,40	1,35	0,48	5000 ur iz. transf.	$M_{23}C_6$	46,3	10,0	28,6
			5000 ur iz. transf.	$M_{23}C_6$	11,2	5,2	68,6
0,42	1,50	0,92	500 ur iz. transf.	$M_{23}C_6$	13,2	7,6	64,1
0,42	4,22	1,15	10 ur iz. transf.	$M_{23}C_6$	15,2	10,4	57
0,42	1,69	5,7	0,1 ure popuščanja	$M_2C$	30	11,4	43,4
			0,3 ure popuščanja	$M_2C$	10,4	76	3,7
0,42	4,28	3,55	0,1 ure popuščanja	$M_2C$	7,4	80,5	2,7
			0,3 ure popuščanja	$M_2C$	20	38,6	26,5
0,42	4,25	5,45	0,1 ure popuščanja	$M_2C$	24,1	41,7	19,5
			0,3 ure popuščanja	$M_2C$	21	54,3	9,6
0,42	4,57	5,77	0,1 ure popuščanja	$M_2C$	18	61,8	5,1
0,42	4,57	5,77	100 ur popuščanja	$M_2C$	22	59,8	3,1
0,42	4,57	5,77	100 ur popuščanja	$M_6C$	8,5	46,5	30

Tabela 6 — Pogoji elektrolitske izolacije

Raztopina	Gostota toka A/cm <sup>2</sup>	Trajanje izolacije ure	Karakt. Rentgen. sevanja	Študirano jeklo	Identificirani karbidi	Referent
5 % HCl	0,01—0,03	1—18	Co K $\alpha$	hitrorežno jeklo 18-4-1	MeC, Me <sub>2</sub> C, Me <sub>3</sub> C, Me <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Malkievicz, Bojarski in Foryst (15)
5 % HCl	0,025	36	Cr K $\alpha$ brez filtra	Cr-V jekla	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , V <sub>4</sub> C <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> C	Shaw in Quarrell (14)
1 % KCNS; 0,05 % HCl 0,02 % formal- dehida	0,025	30	Co K $\alpha$ Cr K $\alpha$ brez filtra	Cr-V-Nb jekla	V <sub>4</sub> C <sub>3</sub> , NbC, Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> C, Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Mills, Argent, Quarrell (12)
citratni elektrolit	avtorji ne navajajo		Cr K $\alpha$	hitrorežno jeklo 18-4-1	Me <sub>6</sub> C, Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	White in Honey- combe (16)
6,5 % KCl; 0,5 % citronove kisline	0,025	—	Co K $\alpha$	Cr-W-Mo jeklo	Me <sub>2</sub> C, Me <sub>3</sub> C, Me <sub>6</sub> C, Me <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Čadek, Freiwilg in Dupal (17)
Nevtralni citratni elektrolit	0,04	—	Co K $\alpha$	Mo jeklo	Mo <sub>2</sub> C, Me <sub>6</sub> C	Ridall in Quarrell (18)
15 % Na citrat 1 % K-tiocianat	0,1		Mo K $\alpha$	Cr jekla	Fe <sub>3</sub> C, Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Ronald in Bodsworth (5)
5 % HCl	0,025	—		V in Mo jekla z dod. Ta in Nb		Seal in Honey- combe (19)

podoben vpliv tudi kobalt. Navaja, da je 50 % volframa, oz. molibdena izgubljeno z karbidom Me<sub>6</sub>C, ki je praktično netopen pri austenitizaciji pred kaljenjem na običajnih temperaturah, ki se uporabljajo za kaljenje hitroreznega jekla.

Leckie-Ewing<sup>14</sup> je študiral karbide v hitroreznih jeklih z 0,74 do 1,5 % ogljika, 0 do 8,5 % molibdena, 1,5 do 18 % volframa, 1,0 do 5 % vanadija, 0 do 5 % kobalta in 4 % kroma. Vsa jekla je kalil s temperature 1200 do 1270° C ter popuščal pri 540—590° C. Jekla so pri tem dobila trdoto pribl. 65 Rc. Različna karbidna zrna je med seboj ločil s selektivnim jedkanjem in merjenjem mikrotrdote. V vseh preiskanih hitroreznih jeklih je našel karbide, tipov MeC in Me<sub>6</sub>C, pri čemer tvori karbid vrste MeC predvsem vanadij.

Malkievicz in sodelavci<sup>15</sup> so našli v mehko žarjenem hitroreznem jeklu tipa 18-4-1 karbida Me<sub>6</sub>C in Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, v kaljenem jeklu pa samo karbid Me<sub>6</sub>C. V jeklu tipa 9-4-2 so v kaljenem stanju našli karbida Me<sub>6</sub>C in MeC v žarjenem pa karbide Me<sub>6</sub>C, Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub> in MeC. Pri segrevanju sta se do temperature 1100° C raztopila popolnoma karbida Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> in Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, močnejši prehod vanadija in volframa iz karbidov v austenit, pa se je začel šele nad 1200° C.

White in Honeycombe<sup>16</sup> sta našla v mehko žarjenem hitroreznem jeklu tipa 18-4-1 predvsem karbid Me<sub>6</sub>C in malo karbida Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, v kaljenem jeklu pa le karbid Me<sub>6</sub>C. Po žarenju kaljenega

jekla do temperature 600° C sta v zaostalem austenitu opazila le karbid Me<sub>6</sub>C, karbid Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> se je pojavil šele pri žarenju na 700° C. V martenzitu pa se je izločil karbid Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> pri žarenju že pri mnogo nižji temperaturi, celo pri 300° C. Autorja menita, da je sekundarni utrjevalni efekt v hitroreznem jeklu predvsem posledica izločanja karbida Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> v martenzitnih iglah.

Malkievicz<sup>17</sup> navaja, da se v jeklu tipa 18-4-1 že pri 300—400° C izloča v kaljenem jeklu karbid Fe<sub>3</sub>C, verjetno cementit in to predvsem v martenzitnih iglah. Dopušča pa tudi možnost tvorbe karbida Me<sub>6</sub>C poleg tistega, ki je v jeklu zato, ker se ni raztopil pri austenitizaciji pred kaljenjem. Cementit se znova raztopi pri temperaturi 500° C. Pri temperaturi 550° C se začne nukleacija novih karbidov, katere pa je bilo mogoče identificirati s pomočjo analize po Debye-Scherrerju šele po žarjenju pri višji temperaturi 600° C. Ti karbidi so Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Me<sub>2</sub>C in Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Zanimivo je, da karbid Me<sub>2</sub>C znova izgine pri žarjenju nad 750° C. Podobno je pri hitroreznem jeklu tipa 9-4-2, razlika je v tem, da je pri nizkih temperaturah našel še karbid MeC.

Heisig in Wulf<sup>18</sup> sta izbrala izvirno metodo za analizo karbidov v hitroreznem jeklu z 0,86 % C, 4,5 % kroma, 5,3 % molibdena, 2,0 % vanadija in 6,7 % volframa. Uporabila sta emisijski elektronski mikroskop. Ugotovila sta, da je v litem stanju v jeklu samo karbid Me<sub>6</sub>C, v mehkožarjenem sta

nju (100 ur pri 820°C) karbidi  $Me_6C$ ,  $MeC$  (verjetno WC) in  $Me_{23}C_6$ .  $MeC$  je nastal v notranjosti zrn karbida  $Me_6C$ , karbid  $Me_{23}C_6$  pa v austenitnih zrnih. Po kovanju in ohlajanju v peči so opazili v jeklu karbide  $Me_6C$  in WC. Po mehkem žarenju kovanega jekla so bili v jeklu isti karbidi kot po mehkem žarenju litega jekla. Po kaljenju s temperature 1200°C in v pregretem jeklu sta opazila v jeklu karbida  $Me_6C$  in  $MeC$ . Po popuščenju pri 560°C so se v jeklu pojavili drobni karbidi, katerih pa nista mogla sigurno identificirati.

## 1.2. Metodologija določanja sestave karbidov v jeklih

Poznani so naslednji načini za identifikacijo sestave karbidov v jeklih.

a) Metalografska identifikacija s selektivnim jedkanjem in merjenjem trdote,

b) Analiza sestave karbidnih zrn s pomočjo elektronske mikroskopske ali primerjalna določitev sestave s pomočjo emisijskega elektronskega mikroskopa.

c) Identifikacija z uklonom rentgenskih ali elektronskih žarkov.

Ad. a) Ta metoda je najbolj preprosta, vendar se malo uporablja zato, ker ni primernih jedkalnih sredstev za selektivno ločenje karbidov v legiranih jeklih. Leckie-Ewing je uporabil dve jedkali: jedkalo A: 1% vodna raztopina  $CrO_3$ , jedkanje elektrolitsko pri napetosti 2 V, jedkalo B: 4% vodna raztopina NaOH nasičena s  $KMnO_4$ .

Z njima je ločil karbide tipa  $MeC$  od karbidov tipa  $Me_6C$ .

Pri jedkanju s prvim jedkalom so se temno obarvali karbidi tipa  $MeC$ , po jedkanju z drugim jedkalom pa so se rjavo obarvali karbidi tipa  $Me_6C$ . Obe sredstvi smo preizkusili tudi mi in ugotovili, da sta uspešni, vendar je treba zelo paziti na to, da se ujame pravilno trajanje jedkanja. Isti avtor navaja, da je mikrotrdota karbidov  $MeC$  2700–3000 HV (obtežba 25 g), karbidov tipa  $Me_6C$  pa 1500–1800 HV. V diskusiji k njegovemu članku pa navaja Tarasov, da bi bile te trdote lahko tudi za več kot 200 HV višje.

Lorie, Goldhof in Beattie<sup>19</sup> navajajo, da so po 50.000 urnem žarenju jekla z 12% kroma nastali v jeklu karbidi  $Cr_7C_3$  s trdoto 1300–1800 HV (obtežba 25 g) in karbid  $Me_{23}C_6$  s trdoto 1000 HV. Sicer pa nismo zasledili drugih podatkov o trdoti karbidov v virih, ki obravnavajo probleme jekel. Več je teh podatkov v strokovni literaturi iz področja trdnin in sintranih materialov<sup>2</sup> na podlagi katere smo tudi navedli trdote v tabeli 1.

Potenciostatsko jedkanje pri pravilnih pogojih omogoča ločenje posameznih karbidov. Tako sta na primer Megušar in Sinkovec<sup>22</sup> dobila s potenciostatskim jedkanjem karbida  $MeC$  in  $Me_6C$  v molibdenovem hitroreznem jeklu tipa 6-5-2.

Ad. b) Elektronska mikroskopska je najprimernejša priprava za določanje sestave karbidov, saj

omogoča analizo posameznih karbidnih zrn neposredno v jeklu, če je le premer karbidnih zrn večji od pribl. 1 mikrona.

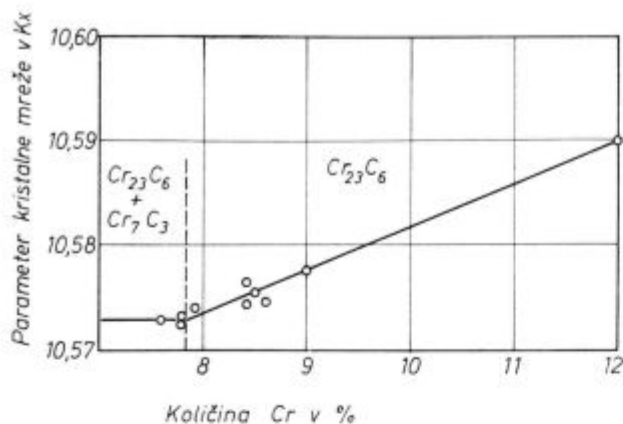
Emisijski elektronski mikroskop lahko uporabimo za kvantitativno analizo karbidov po indirektni primerjalni metodi. Ta metoda je dokaj nova in malo uporabljena. Zasledili smo le članek Heisigä in Wulfa<sup>14</sup>, ki sta po tej metodi v hitroreznem jeklu našla karbide tipov  $MeC$ ,  $Me_6C$  in  $Me_{23}C_6$ .

Ad. c) Uklonsko analizo lahko izvršimo s pomočjo elektronskega mikroskopa ali strukturnega rentgena. V prvem primeru lahko izvršimo difrakcijo le na zelo drobnih karbidnih zrnih, katerih debelina ne presega 0,1  $\mu$ , zato je posebej primerna za študij začetnih štadijev izločanja.

Mogoče je napraviti uklon po Debye-Scherrerju ali pa mikrodifrakcijo po Laueju, s katero lahko identificiramo posamezna karbidna zrna. Karbidna zrna je potrebno pred tem ekstrahirati iz jekla. Zato se največ uporablja ogljena ekstrakcijska replika. Elektronsko difrakcijo so uporabili številni avtorji, predvsem pri morfoloških in fenomenoloških študijah izločanja karbidov v austenitnih nerjavnih jeklih tipa 18/8.

Najbolj pogosto se vrši uklonska identifikacija karbidov po Debye-Scherrerju s pomočjo strukturnega rentgena. Nekateri avtorji sicer smatrajo, da rentgenski žarki ne zaznajo zelo drobnih karbidov, katere pokažejo le elektronski žarki, vendar se strinjajo v tem, da je pri študiju karbidov v jeklih ta metoda najbolj primerna. Vzorce za analizo na strukturnem rentgenu lahko pripravimo na dva različna načina. Ali s tem, da izdelamo drobno paličko jekla ali pa izolat karbidov. Zadnji način je daleč bolj uporaben. Izolacijo karbidov se lahko izvrši po kemijski ali elektrokemijskih metodah, le-te se največ uporabljajo. V tabeli 6. so navedene karakteristike različnih elektrokemijskih načinov anodne izolacije po podatkih katere smo našli v novejšem strokovnem tisku. Mogoče se zelo drobna zrna pri izolaciji raztopijo. Zato po tej metodi ni mogoče opredeliti začetnih štadijev izločanja karbidov. Druga pomankljivost elektrolitske izolacije je možnost točkastega raztapljanja jekla in v zvezi s tem mehničnega odnašanja kovine med izolat, kar moti kasnejšo mikroanalizo. Po mnenju nekaterih avtorjev tako kovino lahko odstranimo s kuhanjem v raztopini  $HCl + H_2O_2$ .

Izolat se nato analizira po Debye-Scherrer metodi. Najprimernejša je rentgenska cev z antikato do iz kobalta. Na podlagi dobljenega uklonskega diagrama lahko določimo tip karbida s primerjavo med uklonskim diagramom in primerjalnimi karticami (etaloni) po ASTM. Pri tem pa lahko nastopajo težave, kajti mrežna konstanta iste vrste karbida je odvisna od vsebnosti raznih kovin karbidotvorcev v njej. Poglejmo nekaj primerov zato. Omenili smo že, da se sestava vanadijevega karbida lahko zvezno spreminja od



Slika 6

Vpliv množine kroma v jeklu na mrežno konstanto karbida  $Cr_{23}C_6$

VC do  $V_4C_3$ . Pri tem se mrežna konstanta spreminja med 4,18 in 4,13 KX<sup>12</sup>. Na sliki 6 vidimo, kako se spreminja mrežni parameter karbida  $(CrFe)_{23}C_6$  z naraščanjem vsebnosti kroma.

Posebno močno je odvisen mrežni parameter karbidov od vsebnosti volframa. Npr. pri raztapljanju drugih elementov v karbidu  $W_2C$  (zmanjšanje vsebnosti volframa) se njegovi parametri spreminjajo in sicer:

$a = 2,98$  do  $2,91$  KX ter  $c = 4,71$  do  $4,59$  KX. Ta odstopanja pa so premalo poznana, da bi jih lahko uporabili za kvantitativno analizo karbidov. Razumljivo je torej, da se Debye Scherrer diagrami karbidnih izolatov ne ujemajo točno s podatki iz ASTM kartic. Slednje so namreč pripravljene za čiste sintetske karbide. Pomagamo si s tem, da v izvednotenih diagramih ne iščemo samo vrednosti za posamezne mrežne parametre, ampak predvsem ustrezne kombinacije parametrov in pri tem toleriramo manjša odstopanja za vrednosti.

Izolate je navadno potrebno tudi kemično analizirati. Uporabljajo se običajno mikro ali semimikro-metode. Izkoristek teh analiz le redko

doseže 90 %, običajno pa je med 80 in 85 %. Vsebnost ogljika v izolatu je lahko samo orientacijski podatek, kajti v izolatu se nabira tudi ogljik, ki je bil v trdni raztopini in ogljik, ki je nastal zaradi razkroja drobnih manj stabilnih karbidov med izolacijo.

## 2. PRAKTICNO DELO

### 2.1. Sestava jekel

Identifikacijo karbidov smo izvršili na štirih različnih orodnih jeklih in treh jeklih za ventile. Sestava teh jekel je prikazana v tabeli 7. V tabeli 8 pa so podani pogoji termične obdelave posameznih jekel.

### 2.2 Identifikacija karbidov — metodologija dela

Karbide smo identificirali po najbolj razširjenem postopku: elektrolitska anodna izolacija jekla ter mikroanaliza in Debye-Scherrer analiza izolata. Paralelno smo napravili še mikroskopsko ločenje karbidov in izmerili njihovo trdoto.

#### 2.2.1. Elektrolitska izolacija, mikroanaliza in analiza po Debye-Scherrerju

Za elektrolitsko izolacijo smo uporabili elektrolit, sestavljen iz raztopine 3 % kalijevega bromida in 1 % askorbinske kisline v destilirani vodi. Gustota toka je bila 0,005 A/cm<sup>2</sup>, trajanje izolacije pa pribl. 18 ur. Izolat je bil nato opran in posušen v vakuumu.

Mikrokemično analizo izolata smo izvršili po metodah, ki se uporabljajo na Metalurškem inštitutu. Izkoristek teh analiz je med 83 in 85 %, kar je zadovoljivo. Kot semikvantitativno je potrebno smatrati analitske rezultate, kjer je vsebnost posameznih elementov pod 0,1 %, napaka pri teh določitvah namreč dosega lahko tudi 50 ali več odstotkov.

Tabela 7 — Kemična sestava jekel (po podatkih železarn Ravne in Jesenice)

Vrsta jekla	Talina	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	W	Ti
Č.4146 (OCR 4)	10755	1,02	0,39	0,26	0,015	0,018	1,57	n.d.	n.d.	n.d.
Č.4841 (OW 3)	10733	1,14	0,20	0,23	n.d.	0,018	0,58	0,20	1,45	n.d.
Č.6880 (BRW)	15403	0,77	0,40	0,37	n.d.	0,018	3,93	1,06	17,5	n.d.
Č.4882 (Elomax)	62726	1,32	0,43	0,44	n.d.	0,02	11,8	3,50	3,85	0,03
								Ni	Mo	Cu
Prokron 5 M	E 955	0,50	0,70	1,05	0,026	0,016	16,33	0,38	2,02	0,13
	E 956	0,46	0,62	0,80	0,029	0,018	15,15	0,15	1,87	0,08
Prokron 8	E 808	0,35	2,60	0,30	0,016	0,019	8,00	n.d.	0,16	0,16
	E 958	0,36	2,85	0,26	0,013	0,011	8,00	n.d.	0,16	0,14
Prokron 9	T 5194	0,75	2,07	0,50	0,035	0,015	20,49	1,50	n.d.	0,14
	T 5651	0,76	2,46	0,50	0,028	0,018	20,60	1,22	n.d.	0,19

Tabela 8 — Toplotna obdelava orodnih jekel\*

Vrsta jekla	Talina	Mehko žarenje		Kaljenje		Popuščanje	
		Temp. (°C)	Trajanje (h)	Temp. (°C)	Sredstvo	Temp. (°C)	Trajanje (h)
Č.4146 (OCr 4)	10755	770	5	835	olje	200	2
Č.4841 (OW 3)	10733	720	3	830	olje	200	2
Č.6880 (BRW)	15403	810	4	1275	olje	550	2
Č.4882 (Elomax)	62726	820	4	1200	olje	530	1

\* Ventiliska jekla so bila mehko žarjena oziroma poboljšana v Zelezarni Jesenice.

Debye-Scherrer uklonski diagrami so bili za vse tri vzorce istega jekla (mehko žarjeno, kaljeno in kaljeno in popuščeno jeklo) praktično identični, zato smo mikrokemijsko analizo napravili samo na enem izolatu vsakega jekla, običajno na izolatu kaljenega in popuščenega jekla. Strukturno analizo izolatov smo izvršili z Debye-Scherrer kamero s premerom 57,4 mm in rentgenskim sevanjem Fe K alfa. Uklonski diagrami niso bili popolnoma zadovoljivi, zato ker so imeli razmeroma močno ozadje. To ozadje se je dalo le deloma zmanjšati z uporabo filtra, očitno bi za boljše rezultate te analize morali uporabiti rentgensko cev s kobaltovo antikatodo.

### 2.2.2. Mikroskopski pregled in merjenje mikrotrdote karbidnih zrn

Obruse za mikroskopski pregled smo napravili na običajen način. Najprej smo jih jedkali z jedkalom, sestavljenim iz 100 cc solne kisline, 4 g bakrovega sulfata, 50 cc vode in 100 cc etilnega alkohola, nato pa še z jedkalom, katerega sestava je opisana v sestavku 1.2. — Ad. a). Prvo jedkalo je zelo lepo odkrilo splošno razdelitev karbidnih zrn. Drugi dve sta omogočili ločenje karbidov MeC od karbidov Me<sub>6</sub>C.

Mikrotrdoto smo določili s pomočjo priprave Zeiss (Jena) pod obtežbo 10 g. Večje obtežbe nismo uporabili zato, ker bi sicer lahko napravili uporabne odtise samo na redkih zelo velikih karbidnih zrnih. Usmerjanje priprave je pokazalo pri jeklu s trdoto 785 ± 20 HV trdoto 845 HV z zelo majhnim stresanjem. Odstopanje je torej bilo za pribl. 7,5 % navzgor, pri mnogo večjih trdotah karbidov je bilo to odstopanje mnogo večje, vendar ga nismo mogli določiti, ker za to ni primernega etalona. Rezultati merjenja trdote pa so zanesljivi, saj je bilo trošenje pri isti vrsti karbidnih zrn razmeroma majhno.

## 3. REZULTATI

### 3.1. Elektrolitska izolacija in mikroanaliza

#### a) Orodna jekla

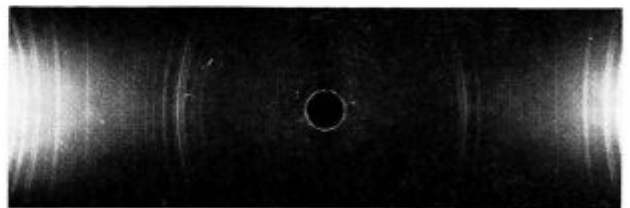
V tabeli 9 navajamo rezultate elektrolitske izolacije karbidov za vsa jekla. Težave pri anodni izolaciji smo imeli le z jeklom Elomax. Pri tem jeklu je na površini dveh vzorcev, kaljenem in

kaljenem in popuščnem, nastal med anodnim raztapljanjem dokaj zvezen sloj luskin kovine. To je vzrok, da je pri teh dveh vzorcih masa izolata (izkoristek izolacije) zelo visoka, ter zato nerealna. V tabeli 10, je podana kemična sestava izbranih izolatov.

Pri jeklih OCr 4 in OW 3 je masa karbidov, izolirana iz mehko žarjenega jekla znatno večja, kot v ostalih dveh primerih. Med kaljenim in kaljenim in popuščnim jeklom je le majhna razlika v prid zadnjemu. Prvo kaže, da se pri austenitizaciji pred kaljenjem pri obeh jeklih raztopi znatna količina karbidov, drugo pa da se zaradi popuščanja pri 200° C ni izločilo mnogo karbidov. Upoštevati pa moramo možnost, da se pri popuščanju na 200° C nastali v jeklu zelo drobni karbidi, ki so se nato pri izolaciji razkrojili.

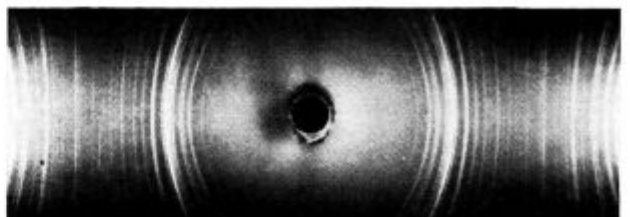
Na slikah 7 in 8 sta za primer prikazana uklonska Debye-Scherrer diagrama za dva karbidna izolata, izolirana iz jekel OCr 4 in OW 3 v kaljenem stanju.

Po podatkih Debye-Scherrer diagramov je v jeklu OCr 4 predvsem cementit, karbid Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> pa le v sledovih. Verjetno je, da oba karbida vsebu-



Slika 7

Debye-Scherrer diagram za jeklo OCr 4 v kaljenem in popuščnem stanju



Slika 8

Debye-Scherrer diagram za jeklo OW 3 v kaljenem in popuščnem stanju

Tabela 9 — Rezultati elektrolitske izolacije karbidov v orodnih jeklih

Kvaliteta Talina	Č. 4146 OCr-4 10755	Č. 4841 OW-3 10737	Č. 6880 BRW 15403	Č. 4882 Elomax t2726
Stanje jekla	mehko žarjeno	mehko žarjeno	mehko žarjeno	mehko žarjeno
Raztopljeno mg	4359,0	4727,6	5131,2	3946,0
Izolat mg	676,07	869,87	1497,6	726,66
Izolat %	15,5	18,4	29,2	18,4
Videz vzorca po elektrolizi	gladek in enakomerno razstopljen	gladek in enakomerno razstopljen	gladek in enakomerno razstopljen	luknjičava površina
Stanje jekla	kaljeno	kaljeno	kaljeno	kaljeno
Raztopljeno mg	3574,6	425,37	4168,4	8,6299*
Izolat mg	362,58	3661,0	1080	5,734*
Izolat %	10,13	11,63	25,9	67*
Videz vzorca po elektrolizi	gladek in enakomerno razstopljen	gladek in enakomerno razstopljen	neenakomerno razstopljen in brazdast v podolž. smeri	neenakomerno razstopljen luskinast
Stanje jekla	kaljeno in popuščeno	kaljeno in popuščeno	kaljeno in popuščeno	kaljeno in popuščeno
Raztopljeno mg	3597,6	3693,2	4136,7	3420* 3634*
Izolat mg	408,07	465,13	1126,9	1018* 1102*
Izolat %	11,35	12,6	29,6	29,7* 30*
Videz vzorca po elektrolizi	gladek in enakomerno razstopljen	gladek in enakomerno razstopljen	gladek in enakomerno razstopljen	neenakomerno razstopljen, luskinast

\* nezanesljive vrednosti, kajti v anodnem ostanku (izolat u) je bilo mnogo kovinskih lusk.

Tabela 10 — Kemična sestava izolatov orodnih jekel v %

Vrsta jekla	Talina	C	Fe	Mn	Cr	V	W	Mo
Č.4146 (OCr 4) <sup>1</sup>	10755	8,1	67,8	0,45	6,4	0,15		0,26
Č.4841 (OW 3) <sup>1</sup>	10737	7,7	68,8	0,30	2,2	0,34	5,4	0,16
Č.6880 (BRW) <sup>1</sup>	15403	2,7	13,3	0,1	10,6	1,1	54,7	0,66
Č.4882 (Elomax) <sup>1</sup>	62726	2,6	65,6	0,34	12,4	2,0	5,8	0,06
Č.4882 (Elomax) <sup>2</sup>	62726	7,5	27,3	0,65	34,7	7,1	16,9	0,13

<sup>1</sup> — kaljeno in popuščeno

<sup>2</sup> — mehko žarjeno

jeta precej kroma oz. železa. Tudi dejstvo, da je v izolatu največ železa kaže na to, da sestavlja karbidno maso predvsem cementit. Tudi v jeklu OW 3 sestavlja cementit pretežno količino karbidne mase. V sledovih je v njem še volframov karbid  $W_2C$ , verjetno pa tudi karbid  $Me_{23}C_6$ .

Seveda je zelo verjetno, da vsi ti karbidi niso čisti, ampak da so v njih raztopljeni ostali legirni elementi. Poleg karbidnih uklonskih črt so v diagramih še linije, ki kažejo na prisotnost mangansulfida ter drugih nekovinskih vključkov v jeklu.

Po podatkih uklonskega diagrama je v jeklu BRW le karbid  $Me_6C$ , ki je najbolj tipičen predstavnik karbidov v visokolegiranih volframovih in molibdenovih hitroreznih jeklih. Če je to res bi glede na sestavo izolata lahko smatrali, da je njegova formula pribl.  $(Fe_2Cr_{1,6}W_{2,4})C$ . Iz strokovne literature je znano, da predstavlja delež karbidov v hitroreznih jeklih 20–30 % celotne mase. Pri preiskanih jeklih je ta delež na zgornji meji.

Nekoliko manj so jasni rezultati, katere smo dobili na jeklu Elomax. Omenili smo že, da je izredno velika masa izolata v primeru kaljenega in kaljeno popuščene jekla posledica prisotnosti luskin kovine v izolatu. Uklonski spektri izolatov iz tega jekla imajo najmočnejše ozadje in kažejo, da je v tem jeklu karbid  $Cr_{23}C_6$  in kompleksni karbid  $(CrFeWMo)_{23}C_6 \cdot Fe_{23}(VMo)_2C_6$ . Uklonski diagram kaže na verjetno prisotnost kromovega nitrida.

Iz uklonskih diagramov smo ugotovili v obeh visokolegiranih jeklih gotovo le en karbid. Po podatkih iz strokovne literature, katere smo rezimirali v začetku, je verjetno, da so v obeh kaljenih in kaljenih in popuščenih jeklih še drugi karbidi. Na prisotnost teh karbidov sklepamo tudi iz rezultatov mikroskopske analize in merjenja trdote, ki so opisani v naslednjem odstavku. Več vzrokov, ki nam lahko pojasnijo zakaj teh karbidov nismo našli pri Debye-Scherrer analizi. Lahko so se razkrojili med izolacijo in pa jih je v jeklu premalo, da bi jih videli rentgenski žarki. Mogoče se njihov uklonski spektor prekriva s spektrom drugih karbidov zato, ker je uporabljeni strukturni rentgen premalo natančen. Verjetneje je pravi vzrok v kombinaciji več možnosti napake.

#### b) Ventilska jekla

V tabeli 11 so podani rezultati anodne izolacije vseh šestih jekel. V oklepaju so navedeni rezultati ponovljenih preizkusov. Slednji potrjujejo ugotovitve prve serije preizkusov, kljub temu, da so med obema razlike v relativnem smislu precejšnje. Masa izolata je pri jeklih Prokron 8 in Prokron 9 približno enako velika v mehko žarjenem in v poboljšanem stanju. Večjo množino

izolata pri talini T 5194 tolmačimo s tem, da je zaradi neenakomernega raztapljanja prišlo med izolat tudi nekaj kovine, podobno kot pri jeklu Elomax. Pri jeklu prokron 5 M je masa izolata, dobljenega iz poboljšane jekla znatno večja kot masa izolata dobljenega iz mehko-žarjenega jekla, pri čemer je v slednjem količina izolata anormalno majhna. Če predpostavimo, da je vsa karbidna masa v jeklih Prokron 5 M in Prokron 9 sestavljena iz karbida  $Me_{23}C_6$ , v jeklu Prokron 8 pa iz karbida  $Me_7C_3$  in da je ves ogljik vezan v karbid, je količina karbida v jeklu Prokron 5 M cca 8,7 % v jeklu Prokron 8 okoli 4 %, v jeklu Prokron 9 pa pribl. 13,6 %. Količina izolata predstavlja v primeru mehkožarjenega jekla pri jeklu Prokron 5 M manj kot 1/3, v jeklu Prokron 9 pa pribl. 1/2 teoretsko možne množine karbidne faze. V poboljšanem jeklu je pri eni talini jekla Prokron 5 M v izolatu 2/3, v drugi pa praktično vsa mogoča karbidna faza.

Ta vrednost je mogoče malo večja zato, ker je med izolatom tudi nekaj kovinskih drobcev, ki so prišli vanj zaradi neenakomernega raztapljanja. V jeklu Prokron 8 je v mehko žarjenem in v poboljšanem stanju v izolatu praktično vsa teoretsko mogoča količina karbidov.

Kemična sestava izolatov je prikazana v tabeli 12. Na izolatih ekstrahiranih iz poboljšane jekla smo določili vsebnosti ogljika, železa, mangana, kroma ter ev. molibdena in silicija, na izolatih dobljenih iz mehko žarjenega jekla le krom in železo. Vsota vsebnosti železa in kroma v izolatu je pri večini vzorcev med 75 in 85 %. V vseh primerih pa je v mehko žarjenem jeklu v karbidu več kroma kot v poboljšanem jeklu in seveda vzporedno s tem manj železa, kar je v redu. Drugih elementov je v izolatu malo. Mangan je

Tabela 11 — Rezultati elektrolitske izolacije karbidov iz ventilskih jekel

Jeklo	Prokron 5 M		Prokron 8		Prokron 9	
	E 955	E 956	E 808	E 958	T 5194	T 5651
Talina						
Stanje jekla			mehko žarjeno			
Raztopljeno	1834 (959)	1666 (962)	1905	1887	1869	1651
Izolat (mg)	34,8 (26,1)	28,0 (27,3)	73,8	76,4	123,3	110,5
Izolat %	1,9 (2,7)	1,74 (2,8)	4,1	4,05	6,6	6,7
Videz vzorca po elektrolizi	drobno luknjičav		enakomeren	drobno luknj.	drobno luknjičav in večje izjede	
Stanje jekla			poboljšano			
Raztopljeno (mg)	2233	2545	1889	1905 (1657)	1952	1605 (578,8)
Izolat (mg)	189,3	150,7	60,1	96,2 (68,9)	227,4	(194,3) (40,7)
Izolat %	8,5	5,9	3,2	5,0 (4,2)	11,6	5,8 (7,0)
Videz vzorca po elektrolizi	redke večje izjede		drobno luknjičav		redke večje izjede	

Tabela 12 — Sestava karbidnega izolata ventilskih jekel

Jeklo	Talina	Stanje	Element v %					
			C	Fe	Mn	Cr	Mo	Si
Prokron 5	E 955	pobolj.	4,0	33,1	1,0	41,2	6,0	0,52
		m. žarj.	n.d.	25,5	n.d.	59,4	n.d.	n.d.
	E 956	pobolj.	4,2	30,4	1,2	45,3	6,6	0,69
		m. žarj.	n.d.	26,1	n.d.	57,0	n.d.	n.d.
Prokron 8	E 808	pobolj.	5,1	33,4	0,5	44,3	0,57	n.d.
		m. žarj.	n.d.	24,5	n.d.	60,1	n.d.	n.d.
	E 958	pobolj.	4,4	25,4	0,6	47,5	0,70	n.d.
		m. žarj.	6,6	18,1	n.d.	58,8	n.d.	n.d.
Prokron 9	T 5194	pobolj.	5,7	23,7	0,3	55,7	n.d.	1,38
		m. žarj.	n.d.	23,0	n.d.	61,2	n.d.	n.d.
	T 5657	pobolj.	5,8	21,8	0,5	54,2	n.d.	0,38
		m. žarj.	n.d.	19,2	n.d.	62,1	n.d.	n.d.

Opomba: n. d. — ni bil določen

po vsej verjetnosti vezan z žveplom in je prišel v izolat kot sulfid. Silicija pa je v jeklu preveč, da bi bil lahko samo v obliki oksida  $\text{SiO}_2$ , produkta dezoksidacije jekla. To bi kazalo, da je mogoče nekaj silicija v karbidu. V izolatu je precej ogljika, enostaven račun pa pokaže, da je nekaj razkrojenega ogljika verjetno le v izolatu jekla Prokron 9.

Rezultati strukturne analize kažejo, da je v jeklih Prokron 5 M in Prokron 9 karbidna masa sestavljena v glavnem iz karbida tipa  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ . V vseh difrakcijskih diagramih smo opazili najmočnejšo črto za kompleksen karbid tega tipa pri 1,084 Å. Slednji vsebuje v primeru jekla Prokron 5 M železo, krom in molibden, torej  $(\text{CrFeMo})_{23}\text{C}_6$ , v primeru jekla Prokron 9 pa le železo in krom, to je  $(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6$ . Sestava karbida pa se razlikuje v odvisnosti od tega ali je bilo jeklo mehko žarjeno ali pa kaljeno. Poleg sestavljenega karbida je v jeklu tudi nekoliko čistega karbida  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , kajti v vseh Debye-Scherrer diagramih smo opazili samo zanj značilno šibko črto pri 1,77 Å. Ostale črte se pri obeh karbidih prekrivajo tako, da ni mogoče oceniti količinskega razmerja med njima.

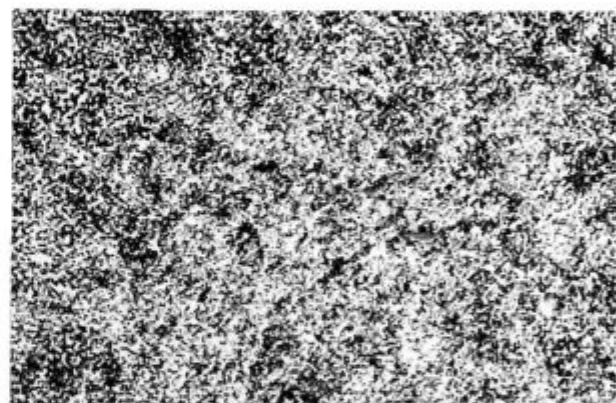
Debye-Scherrer analiza je v jeklu Prokron 8 pokazala le karbid  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  ali točneje  $\text{Me}_7\text{C}_3$ , kajti v karbidu je tudi precej železa, v našem primeru do 40 %. Izgleda, da karbida  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  ni v tem jeklu. Zanimivo je, da v nobenem izolatu nismo našli cementita, saj ni difrakcijski diagram registriral niti najmočnejše difrakcijske črte pri 2,01 Å, ki se jasno razlikuje od sosednjih linij ostalih treh karbidov.

### 3.2. Mikroskopski pregled

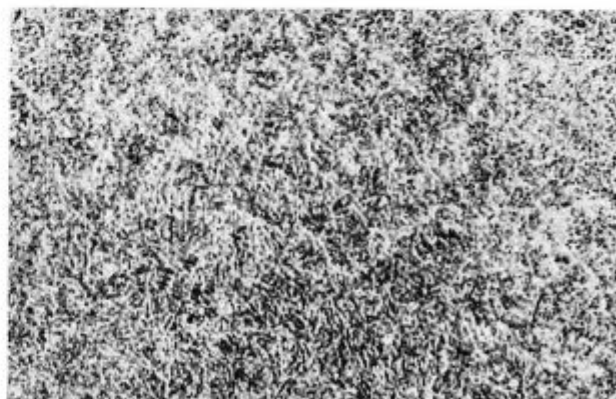
#### a) Orodna jekla

Na slikah 9 in 10 je prikazan videz jekla OCR 4 v mehko žarjenem in kaljenem stanju. V mehko

žarjenem stanju so v jeklu številna drobna karbidna zrna enakomerno razdeljena v feritni osnovi. V kaljenem jeklu so manj številna karbidna



Slika 9  
× 500, Jedkano z raztopino  $\text{CuSO}_4$ , OCR 4, mehko žarjeno



Slika 10  
× 500, Jedkano z raztopino  $\text{CuSO}_4$ , OCR 4, kaljeno in popuščeno



zrna enakomerno razdeljena v martenzitni osnovi. Jeklo OW 3 ima v mehko žarjenem stanju strukturo sestavljeno iz nepopolno globuliranih karbidnih zrn, ob mejah kristalnih zrn pa mrežo sekundarnega cementita, katere mehko žarjenje ni razkrojilo. V kaljenem stanju ima podobno strukturo kot jeklo OCR. Pri teh dveh jeklih so karbidna zrna premajhna, da bi lahko izmerili njihovo trdoto.

Na slikah 11 in 12 vidimo strukturo jekla BRW. V mehko žarjenem stanju je njegova struktura sestavljena iz redkejših, grobih, mnogokrat ostro-

2. Ad. a), nismo opazili takega potemnjenja karbidnih zrn, da bi jih lahko z zadostno sigurnostjo ocenili, kot karbide tipa  $MeC$  (WC). Če pa smo isti obrusek jedkali z jedkalom B se je temno obarvala velika večina karbidnih zrn. V njih smo



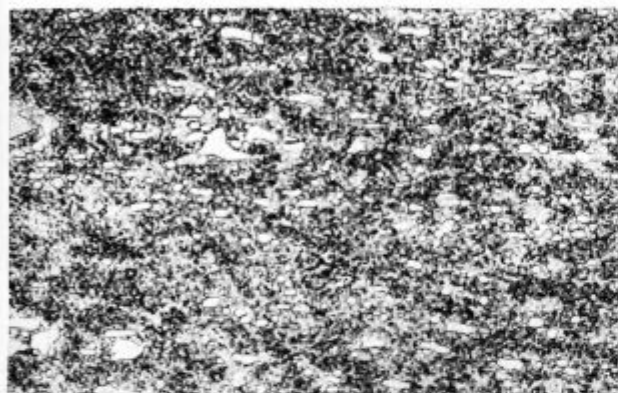
Slika 13

× 100, jedkano z raztopino  $CuSO_4$ , BRW, mehko žarjeno



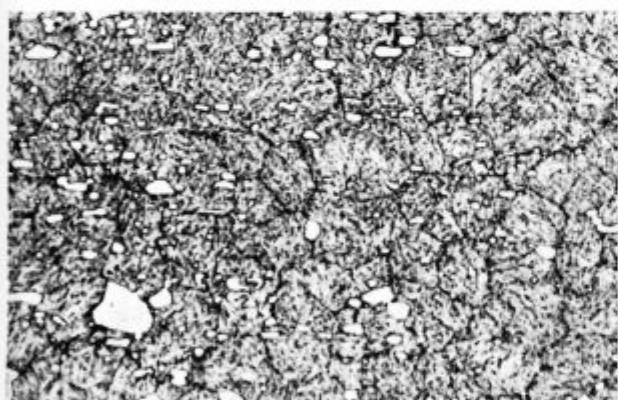
Slika 14

× 100, jednako s 4% NaOH v vodi, nasičeni s  $KMnO_4$  (jedkalo B), BRW, mehko žarjeno



Slika 11

× 500, jedkano z raztopino  $CuSO_4$ , BRW, mehko žarjeno



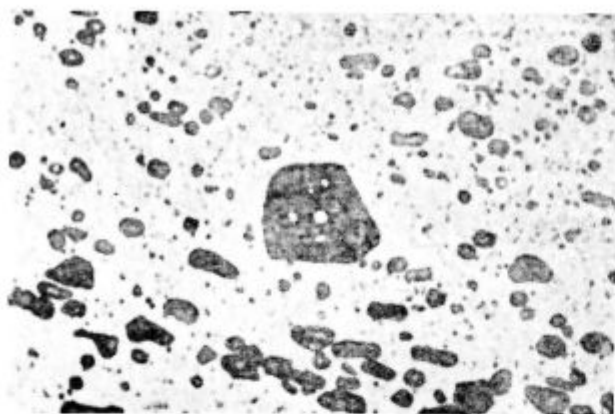
Slika 12

× 500, jedkano z raztopino  $CuSO_4$ , BRW, kaljeno in popuščeno

robih karbidnih zrn, iz manjših okroglastih karbidnih zrn ter le deloma globuliranega perlita. V kaljenem jeklu so opazna le večja zaobljena kristalna zrna, razdeljena v osnovi martenzita in malo zaostalega austenita. Podobna je struktura popuščene jekla z razliko, da v osnovi ni več zaostalega austenita. Na slikah 13 in 14 je prikazan videz strukture jekla jedkanega, enkrat tako, da so karbidna zrna bela, enkrat pa tako, da so karbidna zrna temna. V drugem primeru je razporeditev karbidnih zrn mnogo bolj jasna. Ko smo jeklo BRW jedkali z jedkalom A (glej odstavek

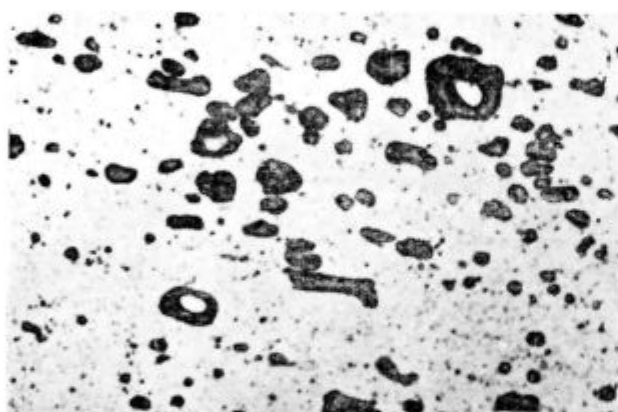
pogostoma opazili svetle odtokke (slika 15 in 16) očitno karbide druge sestave, ki so začeli nastajati v prvotnem karbidu. Le redka so bila neobarvana karbidna zrna. Primer takih zrn je označen s puščico na sliki 17. Ta zrna so verjetno karbidi tipa WC, katerih nukleacijo v karbidu  $Me_2C$  sta opazila že Heisig in Wulf<sup>19</sup>. Z merjenjem mikrotrdote smo dognali v žarjenem jeklu BRW 2 vrsti karbidnih zrn z bistveno različno trdoto, v kaljenem in v kaljenem in popuščnem stanju pa praktično le eno vrsto karbida, to je karbid  $Me_2C$  s trdoto okoli 2300 HV, katerega je pokazala tudi analiza po Debye-Scherrerju. Drugega karbida v mehko žarjenem jeklu na podlagi trdote, ki je 1500 HV, ne bi mogli popolnoma zanesljivo identificirati. Ima praktično isto trdoto kot karbid  $Cr_{23}C_6$ , katerega smo našli v jeklu z 0,4 % C, 16 % Cr in 2 % Mo, tako da je zelo verjetno, da je de-

jansko ta karbid. Njegovo prisotnost v mehko žarjenem hitroreznem jeklu smo omenili že v bibliografskem pregledu.



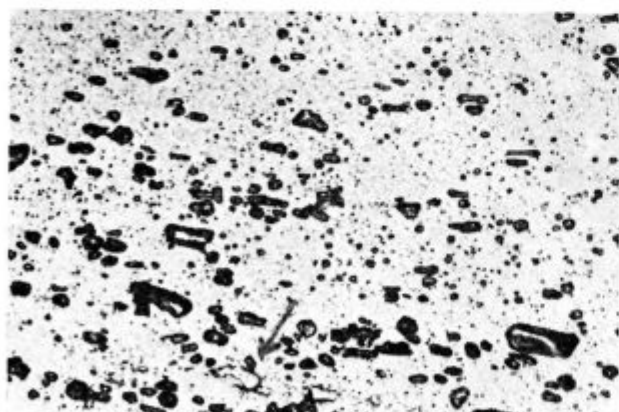
Slika 15

× 1000, jedkalo B. Karbid WC v notranjosti karbida W<sub>2</sub>C. BRW, mehko žrajeno



Slika 16

× 1000, jedkalo B. Podobno kot na sliki 17

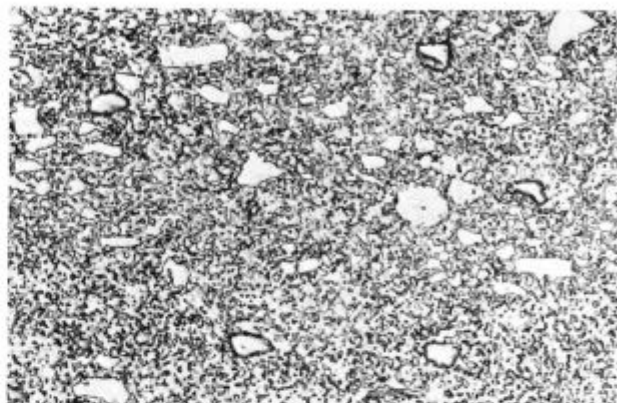


Slika 17

× 500, jedkalo B. BRW, mehko žrajeno

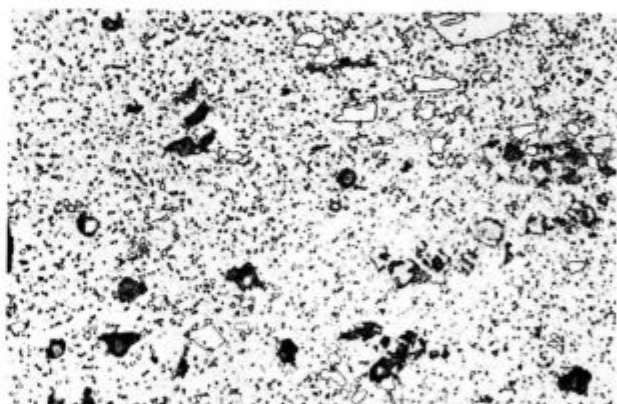
Na slikah 18, 19 in 20 je prikazano jeklo Elomax v mehko žarjenem in v kaljenem stanju. V mehko žarjenem jeklu so v feritni osnovi številna

drobna zrna in večja, ostroroba ter redkejša karbidna zrna. Nekatera od teh zrn so mnogo trša kot osnova in druga karbidna zrna, zato so se močno reliefno polirala pri pripravi obrusa. Tudi v kaljenem jeklu smo opazili ta karbidna zrna. Mikroskopska analiza in merjenje trdote sta pokazali, da so v mehko žarjenem jeklu trije



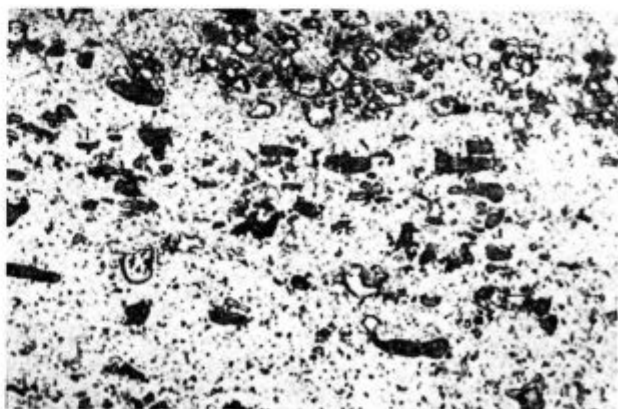
Slika 18

× 500, jedkano z raztopino CuSO<sub>4</sub>. Elomax, mehko žrajeno



Slika 19

× 500, jedkalo B. Elomax, mehko žrajeno



Slika 20

× 500, elektrolitsko jedkano v 1% CrO<sub>3</sub> v vodi. Elomax, mehko žrajeno

različni karbidi, v kaljenem in kaljenem-popuščenem jeklu pa dva karbida. Omeniti moramo, da jedkanje ni omogočilo zanesljivo ločiti mehkejših karbide med seboj. Karbid s trdoto okoli 1200 Vickersa je po analogiji z jeklom BRW verjetno  $Cr_{23}C_6$ . Tega najdemo v obeh primerih le v mehko žarjenem jeklu. Karbid s trdoto okoli 2200 Vickersov ima podobno trdoto kot karbid v jeklu BRW, vendar ni istoveten, z njim, saj bi ga sicer sigurno pokazala rentgenska analiza. Podobno kot ga je pokazala pri jeklu BRW. Lahko je torej karbid  $Me_{23}C_6$ , pri katerem se uklonske črte prekrivajo s črtami karbida  $Cr_{23}C_6$  ali pa karbid  $Me_7C_3$ , katerega po podatkih iz bibliografije najdemo v srednje in visokolegiranih kromovih jeklih. Malo je verjetno, da bi imel kompleks  $Me_{23}C_6$  bistveno večjo trdoto kot karbid  $Cr_{23}C_6$ , zato menimo, da je karbid s trdoto cca 2200 Vickersov najverjetneje karbid  $Me_7C_3$ . Njegova mikrotrdota se praktično popolnoma ujema z literaturnimi podatki (glej tab. 1).

Na vprašanje zakaj tega karbida Debye-Scherrer analiza ni odkrila ne bi znali odgovoriti. Trdota najtršega karbida je nad 3000 Vickersov. Samo dva karbida, navedena v tabeli 1, ki bi glede na sestavo jekla prišla v poštev, imata tudi veliko trdoto. Ta sta vanadijev karbid VC ( $V_4C_3$ ) in volframov karbid  $W_2C$ . Glede na to, da se lahko volfram veže v druge prisotne karbide, vanadij pa praktično ne, menimo, da je najtrši karbid v jeklu Elomax, vanadijev karbid. Mogoče je njegova trdota v tem jeklu večja zato, ker vsebuje nekaj dušika. Znano je namreč, da je vanadijev nitrid trši od karbida, v sistemu VC-VN pa je popolna topnost v trdnem.

#### b) Ventilska jekla

V mehko žarjenem stanju so v jeklu Prokron 5M karbidi mrežasto razdeljeni po mejah kristalnih zrn. V notranjosti feritnih zrn so le posamezna redka in drobna karbidna zrna. Karbidna mreža je pri talini E 955 precej sploščena. Tudi v poboljšanem jeklu je ostala karbidna mreža po mejah kristalnih zrn, vendar je mnogo manj zvezna. V poboljšanem jeklu E 955 je v notranjosti kristalnih zrn mnogo več karbidnih izločkov kot v jeklu E 956. To je tudi vzrok za to, da se je prvo jeklo v istih pogojih mnogo močnejše jedkalo. Pri jeklu Prokron 8 je karbidna mreža nekoliko izrazitejša le pri talini E 958, medtem ko so v jeklu E 808 izrazitejša zrna precej enakomerno razdeljena. V poboljšanem stanju ima to jeklo strukturo iz visoko popuščenega puščičastega martenzita, v katerem je mnogo drobnih karbidnih zrn.

V mehko žarjenem stanju je struktura jekla Prokron 9 sestavljena iz ferita in karbidov. V jeklu T 5194 so karbidna zrna v povprečju večja in bolj neenakomerna kot v jeklu T 5651, kjer opazimo mnogo enakomerno razdeljenih drobnih zrn. V poboljšanem stanju so v jeklu le še večja,

nekoliko zaobljena karbidna zrna. Osnova pa je bifazna in sestavljena iz feritnih zrn in temnejših polj popuščene strukture, v kateri so drobna karbidna zrna. Trdota večjih karbidov je med 1500 in 1600 Vickersovih enot, trdote manjših karbidnih zrn pa nismo mogli izmeriti, ker so bila premajhna. Raztros pri merjenju trdot teh karbidov ni bil večji od  $\pm 150$  Vickers enot, zato je ugotovljena trdota zanesljiva ter se dobro ujema s podatki iz strokovne literature.

#### 4. OCENA EKSPERIMENTALNIH REZULTATOV IN SKLEPI

Rezultati so pokazali, da so v obeh nizkolegiranih jeklih karbidi praktično isti in sestavljeni v glavnem iz cementita ne glede na to, ali je bilo jeklo mehko žarjeno, kaljeno ali kaljeno in popuščeno. Razlika med različnimi načini termične obdelave je predvsem v masi karbidov, ki je največja pri mehkožarjenih jeklih. Pri obeh visokolegiranih jeklih smo našli v mehko žarjenem jeklu eno vrsto karbida več kot v kaljenem oz. kaljenem-popuščenem stanju. Debye Scherrer analiza je pokazala, da je v obeh nizkolegiranih jeklih OCR 4 in OW 3 cementit glavna karbidna komponenta. Poleg njega so v kromovem jeklu mogoče še sledi karbida  $Cr_{23}C_6$ , v volframovih jeklih mogoče pa sledi karbidov  $W_2C$  in  $Cr_{23}C_6$ .

Vsi karbidi pa verjetno niso čisti, ampak so v njih raztopljeni legirani elementi oz. železo. V teh jeklih smo pričakovali tako sestavo karbidov na podlagi ravnotežnih faznih diagramov in navedb iz strokovne literature.

Glavni karbid v jeklu BRW je karbid  $Me_7C_3$ , v katerem je verjetno mnogo železa. Mikrotrdota je pokazala, da je poleg tega karbida v mehko žarjenem jeklu verjetno še karbid  $Cr_{23}C_6$ . Na podlagi videza po selektivnem jedkanju sklepamo tudi na pristnost karbida WC, katerega pa Debye-Scherrer diagrama ni pokazal. Zrna tega karbida smo opazili v notranjosti zrn karbida  $Me_7C_3$ .

Karbidov v jeklu Elomax nismo mogli zanesljivo identificirati. Skoraj sigurno je, da je v jeklu karbid VC ( $V_4C_3$ ), katerega trdota je nekoliko večja zato ker vsebuje nekoliko dušika. V mehko žarjenem jeklu je zelo verjetno tudi karbid  $Cr_{23}C_6$ . Nismo pa mogli vskladiti ugotovitev glede sestave karbida s trdoto pribl. 2200 Vickersa. Mikrotrdota kaže, da je to verjetneje karbid  $Me_7C_3$ , uklonska analiza po Debey Scherrerju pa da je karbid tipa  $Me_{23}C_6$  z mnogo železa in volframa. Za rešitev tega vprašanja so potrebni sistematičnejši preizkusi, ki presegaajo okvir tega dela, katerega namen je bil osvojiti osnove metodike dela za identifikacijo karbidov. Potrebno je poudariti, da so ti preizkusi pokazali, da sta mikroskopska analiza in merjenje mikrotrdote praktično nepogrešljiva, če hočemo zanesljivo identificirati sestavo karbidov v jeklih, v kolikor ni mogoča njihova neposredna analiza.

V jeklih Prokron 5 M in Prokron 9 smo našli karbide tipa  $Me_{23}C_6$  in sicer v glavnem kompleksni karbid, ki vsebuje krom, železo in molibden v jeklu Prokron 5 M in krom ter železo v jeklu Prokron 9. Cistega kromovega karbida  $Cr_{23}C_6$  je manj. V jeklu Prokron 8 smo našli le karbid  $Me_7C_3$ , v katerem je poleg kroma 40 % železa. V nobenem izolatu nismo našli cementita, kar je verjetno pripisati sorazmerno visoki temperaturi žarjenja jekel.

Nekoliko preseneča dobljena množina izolata. Slednja je v jeklu Prokron 8 pribl. enaka teoretsko izračunani. Pri tem jeklu ni pomembne razlike v količini karbida med mehko žarjenim in poboljšanim jeklom, čeprav kaže mikroskopski videz jekla, da je morfologija karbida v obeh primerih različna. Očividno se torej pri popuščanju izloči praktično ves razpoložljivi ogljik iz trdne raztopine v obliki karbida. Presenetljivo je dejstvo, da je masa izoliranih karbidov iz mehko žarjenega jekla Prokron 5 M zelo majhna in manjša kot količina karbidov izoliranih iz poboljšane jekla. Te razlike nismo opazili pri mikroskopski preiskavi jekel, saj je v obeh primerih v jeklu veliko število karbidnih zrn. Zato je verjetno, da dobljena masa izolata ne ustreza dejanski množini karbida v jeklu. Menimo, da ni

verjetno, da je bil v tem jeklu poleg karbida  $Me_{23}C_6$  v pomembni količini še kak drug karbid, ki se je razkrojil pri izolaciji. To sklepamo iz tega, ker smo po isti metodi identificirali karbid  $Me_7C_3$  pri drugih jeklih pa tudi cementit in druge kompleksne karbide.

Proti razkroju govori tudi dejstvo, da je vsebnost ogljika v izolatu manjša kot pri drugih jeklih, v katerih je masa izolata večja.

Pri jeklu Prokron 9, je masa izolata pribl. enaka v obeh primerih. Tudi v tem jeklu je masa izolata sorazmerno majhna in dosega komaj 1/2 teoretsko možne količine. Po strukturi sodeč pa izgleda, da je v mehko žarjenem jeklu ves ogljik izločen v obliki karbidov. Podobno kot v primeru jekla Prokron 5 M teh navideznih protislovij ne znamo razložiti.

Kljub odprtim vprašanjem, katera so navedena pri tem povzetku rezultatov menimo, da nas pridobljene izkušnje usposablajo zato, da identificiramo karbide v različnih jeklih s tem pa je tudi dosežen namen tega dela.

*Zahvaljujemo se železarnam Jesenice in Ravne, ki sta materialno podprli to delo in dovolili objavo*

**F. Vodopivec**

#### Literatura

- H. J. Goldsmith: »The Structure of Carbide in Alloy Steels« JISI 160, dec. 1948, str. 345—362.
- R. Kieffer in F. Benešovski: Hartstoffe, Springer Verlag, Wien 1963.
- K. Kuo: »Carbides in Chromium, Molybdenum and Tungsten Steels«: JISI, 173, apr. 1953, 363—375.
- T. M. F. Ronald in C. Bodsworth: »Changes in Mechanical Properties during the First-Stage Tempering of Chromium Steels«: JISI, 203, marc 1965, 252—259.
- W. Koch, H. Kolbe-Rohde in J. Dittmann: Untersuchungen zur Kinetik der Karbidbildung in chromstählen: Forschungs-Berichte des Landes Nordrhein-Westfalen, Westdeutscher Verlag, Köln und Opladen, 1964.
- K. A. Ridall in A. G. Quarrell: The Molybdenum Carbide Transformation in Ferritic Steels. JISI 200, maj 1962, 359—365.
- K. Kuo: Carbide Precipitation in Tungsten-Chromium Steels Below 700° C. JISI 195, marc 1957, 297—303.
- T. Sato, T. Nishizawa in K. Tanaka: Study on carbides in commercial special steels by electrolytic isolation. Tetsu-to-Hagane Abstracts 1, št. 1, junij 1961, str. 59.
- J. Cadek in R. Freiwilg: Precipitace karbidu v legovanih ocelih. Precipitace karbidu pri popuščeni chromwolframovih ocelih za toploto 650° C. Hutnicke listy 17, št. 9, str. 649—655.
- J. Cadek, O. Dupal in R. Freiwilg: Precipitace karbidu v legovanih ocelih. Precipitace karbidu pri popuščeni chrom-molybdenovih oceli pri 650° C. Hitnicke Listy 17, št. 8, str. 573—580, 1962.
- S. W. K. Shaw in A. G. Quarrell: The Formation of Carbides in Low Carbon Chromium-Vanadium Steels at
- K. C. Mills, B. B. Argent in A. G. Quarrell: The Carbide Constitution and Tempering Behavior of Chromium-Vanadium-Niobium Steels at 700° C. JISI 197, jan. 1961, 9—21.
- K. Kuo: Carbide Precipitation, Secondary Hardening and Red Hardness of High-Speed Steels. JISI 174, julij 1953, 223—228.
- K. P. Leckie-Ewing: A Study of the Mikrohardness of the Major Carbides in Some High-speed Steels. Transactions of the ASM 44, 1952, 348—366.
- T. Malkiewicz, Z. Bojarsky in J. Foryst: Carbide in Annealed and Quenched High-Speed Steels. JISI 193, sept. 1959, 25—31.
- C. H. White in R. W. K. Honeycombe: An Electron Microscopical Investigation of the Tempering of 18—41 High-speed Steel. JISI 197, jan. 1961, 21—28.
- T. Malkiewicz: Recherches sur les aciers rapides: Métallurgie 3, 1962, št. 1, 1—13.
- U. Heissig in K. Wulf: Emission-mikroskopische Untersuchungen am Schnellarbeitstahl X 82 WMo 6,5. Neue Hütte 10, jan. 1965, 43—47.
- E. A. Lorig, R. M. Goldhof in H. J. Beattie: Microstructure of 12 % Chromium Steel after 50000 Hr. Exposure at 1050° C. Transactions ASM 56, 1963, 200—204.
- J. Cadek, R. Freiwilg in O. Dupal: Reakce mezi karbidom a matečni fazi v nekoliko legovanih ocelih. Hutnicke Listy 16, št. 12, 874—885.
- A. K. Seal in R. W. K. Honeycombe: The Effect of Tantalum and Niobium on the Tempering of certain Vanadium and Molybdenum Steels. JISI 188, apr. 1958, 343—350.
- J. Megušar, J. Sinkovic: Selektivno elektrolitsko jedkanje karbidov Me<sub>2</sub>C in MeC v brzoreznem jeklu 6-5-2. Zelezarski zbornik, 1967, št. 2, 91—94.

## ZUSAMMENFASSUNG

Auf Grund der Analyse der Bibliographie beschreibt der erste Teil dieses Berichtes die Zusammensetzung der Karbide, welche beim Glühen der Chrom, Molybden, Vanadium, Wolfram und Niob legierten Stähle einzeln oder in verschiedenen Kombinationen entstanden sind. Es sind auch die Methoden für die Extraktion und Identifizierung der Karbide beschrieben.

Im zweiten Teil sind ein Verfahren und die Ergebnisse der Identifizierung der Karbide in Werkzeugstählen OW3, BRW und Elomaks, in den Ventilstählen — Prokron 5M, 8 und 9 und im Kugellagerstahl OCR 4 beschrieben. Die Identifizierung wurde durch eine Extraktionsmethode, durch die Debye-Scherrer Analyse und

Mikroanalyse ausgeführt und durch die Härtemessung und Mikroskopbeobachtungen ergänzt.

In den beiden Schwachlegierten Stählen, OCR 4 und OW 3 war der Zementit der Hauptbestandteil der Karbidmasse, Karbid  $Me_{23}C_6$  ist nur in Spuren anwesend.

Im Werkzeugstahl BRW haben wir die Karbide  $Me_7C_3$  und  $MeC$ ; im weichgeglühtem Zustand aber noch Karbid  $Me_{23}C_6$  gefunden. Im Stahl Elomaks fanden wir den Vanadiumkarbid  $MeC$  den Karbid des Types  $Me_{23}C_6$  wahrscheinlich aber auch den Karbid  $Me_7C_3$ .

In den Ventilkegelstählen Prokron 5 M und 9 fanden wir Karbide der Type  $Me_{23}C_6$  im Stahl Prokron 8 aber auch Karbide  $Me_7C_3$ .

## SUMMARY

Based on the bibliographic analysis, the first part of the paper describes carbide compositions which are formed during annealing of steels, alloyed with chromium, molybdenum, vanadium, tungsten and columbium (niobium) separately, or in different combinations. Methods for extraction and identification of carbides are also described.

In the second part, procedure and results of carbide identification in the tool steels OW 3, BRW, and Elomax, in the valve steels Prokron 5 M, 8, and 9, and in the ball bearing steel OCR 4 were described. Identification was made by the extraction method, by Debye-Scherrer me-

thod, and by microanalysis, and completed by microscopic observations, and by hardness measurements.

In both low-alloyed steels OCR 4, and OW 3, cementite was the main component of the carbide mass, carbide  $Me_{23}C_6$  was present only in traces. In the tool steel BRW carbides  $Me_7C_3$  and  $MeC$  were found, in the soft annealed state also carbide  $Me_{23}C_6$ . In the steel Elomax vanadium carbide of type  $MeC$ , carbide of type  $Me_{23}C_6$ , and probably also carbide  $Me_7C_3$  were found. In the valve steels Prokron 5 M, and 9 carbides of the type  $Me_{23}C_6$  were found, and in the Prokron 8 carbide  $Me_7C_3$  was identified.

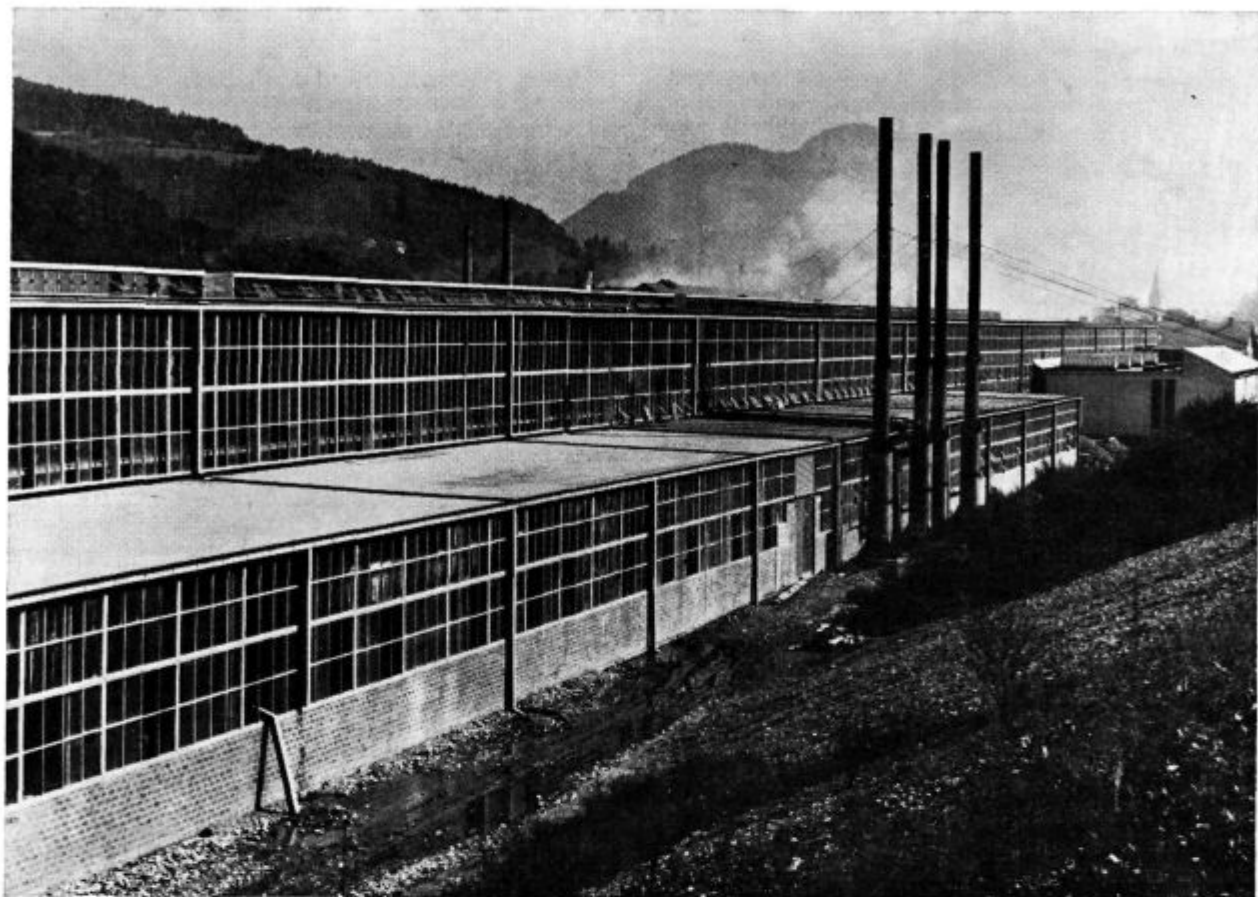
## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В первой части статьи, на основании анализа библиографии, описан состав карбидов полученных отжигом сталей легированных с Cr, Mo, V, W и Nb, отдельно или в различных комбинациях. Также описаны методы для экстракции и идентификации карбидов.

Во второй части описан метод и итоги идентификации карбидов в инструментальных сталях OW 3, BRW и Elomaks, в сталях для клапанов Prokron 5 M, 8 и 9 и в стали для шарикоподшипников марки OCR 4. Идентификация карбидов была выполнена при помощи экстракции, анализ методом по Debye-Scherrer, микро-

анализ дополнен наблюдением под микроскопом, определена также твердость карбидов.

В обеих низколегированных сталях OCR 4 и OW 3 главное содержание карбидов т. е. карбидной массы был цементит; карбид  $Me_{23}C_6$  находился только в следах. В инструментальной стали BRW был обнаружен карбид  $Me_7C_3$  а также и  $MeC$  а при мягком обжиге ещё карбид  $Me_{23}C_6$ . В стали марке Elomaks обнаружен ванадиев карбид типа  $MeC$ , также карбид типа  $Me_{23}C_6$  а возможно что находился также и карбид  $Me_7C_3$ . В стали для клапанов Prokron 5 M и 9 находился карбид типа  $Me_{23}C_6$  а в стали Prokron 8 карбид  $Me_7C_3$ .



Iz železarne Ravne

## Žarjenje jekla Č. 4320 na feritno-perlitno strukturo za boljšo obdelavo

*Avtomatizacija mehanske obdelave zahteva dobavo materiala z dobro obdelovalnostjo. Na osnovi podatkov iz strokovne literature je narejena raziskava toplotne obdelave jekla Č. 4320 (EC-80) na 10 talinah. Članek obravnava zaključke iz strokovne literature ter potek in rezultate lastnih raziskav toplotne obdelave jekla Č. 4320 na feritno-perlitno strukturo, kakršno predpisujejo nemške norme DIN 17210 za jeklo 16 MnCr 5. Obravnavani so pogoji toplotne obdelave (temperatura, čas, način ohlajanja) za ugoditev zahtevam: velikost zrna, vrsta strukture, trdota in trakava struktura. Preizkušena je tudi toplotna obdelava za popravo materiala, ki je bil toplotno obdelan pri pogojih, ki dajo grobo zrno.*

### UVOD

V predelavi in obdelavi kovin se stremi po čim večji avtomatizaciji. Pri taki avtomatizirani proizvodnji pa je zelo važna obdelovalnost. V splošnem je obdelovalnost večja pri materialu, ki ima grobo zrno. Čimbolj je razvita končna mehanska obdelava, tem večja je nevarnost, da ni možno združiti zahteve za posamezne faze pri izdelovalnem postopku. Tako se primeri, da se pri toplotni obdelavi želi drobno zrno, zato se stremi po čim krajših časih avstenitizacije. Nasprotno pa se pri mehanski obdelavi daje prednost grobemu zrnu, ker poveča vzdržljivost obdelovalnemu orodju.

TTT-diagrami nam omogočajo pregled mehanskih lastnosti in struktur, ki so neposredno odvisne od hitrosti ohlajanja.

Vsa podtektoidna jekla imajo naslednje možnosti toplotne obdelave za boljšo obdelovalnost<sup>1</sup>:

1. izotermno žarjenje,
2. popolno žarjenje s tvorbo grobega lamelarnega perlita, ki se brez vmesnega ohlajanja na temperaturo okolice sferoidizira pri temperaturi pod  $A_1$ ,
3. poboljšanje s končnim ustrezno podaljšanim popuščanjem tik pod  $A_1$ .

Nemški predpisi<sup>2</sup> (DIN 17210) predpisujejo za cementacijska jekla tri vrste toplotne obdelave za boljšo obdelovalnost<sup>2</sup>:

1. mehko žarjenje z dopustno maksimalno trdoto,
2. toplotno obdelavo na določeno trdnost s predpisanim nekaj višjim območjem trdote,

3. toplotno obdelavo na določeno strukturo oziroma na feritno-perlitno strukturo s predpisanim precej nizkim območjem trdote.

Pogosto se te predpise poenostavljeno izpolnjuje, tako da se dosega grobo feritno-perlitno zrno (sekundarno zrno 1 do 4 po ASTM — Norm E 89-52)<sup>2</sup>. Prednost grobe strukture je v tem, da z grobim sekundarnim zrnem prekrijemo slab vpliv primarne trakavosti<sup>2</sup>.

Grobo zrno pri jeklu Č.4320 (EC-80) z grobim avstenitnim oz. primarnim zrnem (po Mc Quaid — Ehn ASTM), t. j. pri tako imenovanih grobozrnatih jeklih s skupnim Al pod 0,015 %, se doseže po vročem valjanju ali kovanju s toplotno obdelavo že z relativno nižjo temperaturo avstenitizacije (900 do 1000° C) in izotermno premeno v spodnjem delu perlitnega območja<sup>2</sup>.

Bistveno težje pa je doseči grobo zrno pri tako imenovanem drobnozrnatem jeklu EC-80 s skupnim Al nad 0,020 % (Mc Quaid — Ehn 5 — 8 po ASTM), ki se uporablja za direktno kaljenje po plinski cementaciji. Da se pri teh jeklih doseže grobo sekundarno zrno, je neizogibno precej povišati temperaturo avstenitizacije, kar pa prinese nove težave<sup>2</sup>.

Obdelovalnost ne zavisi samo od strukture, ampak v mnogih primerih tudi od natezne trdnosti, nemetalnih vključkov in drugega<sup>1</sup>. Kot že omenjeno je za obdelavo najugodnejša groba struktura, ta pa je bolje označena z deležem ferita, velikostjo avstenitnega zrna in natezno trdnostjo. Pri osvojenem postopku žarjenja zavisi delež ferita neposredno od velikosti avstenitnega zrna, a natezna trdnost je odvisna od deleža ferita. Tako lahko pri znani velikosti avstenitnega zrna predpišemo žarilni postopek s primerno hitrostjo ohlajanja za določeno natezno trdnost ali za določeno vsebnost ferita<sup>1</sup>.

Zaradi takih predpisov pa se je izoblikoval postopek žarjenja za dosego tako imenovane »črno-bele strukture«, ki sestoji iz ferita in vmesnostopenjske strukture, kupec pa pri tem zahteva grobo zrno<sup>1</sup>.

Kunze in Brandis<sup>1</sup> sta pri jeklu s sestavo 0,18 % C, 0,31 % Cr, 0,28 % Mo in 2 % Ni z večjo hitrostjo ohlajanja dosegla finejše zrno. Kljub počasnemu ohlajanju v območju tvorbe ferita pa se pri tem postopku dobi ostanek martenzita, kar poslabša vzdržnost orodja. Določeno hitrost ohlajanja pa je v obratu težko vzdrževati. Za dosego

feritno-perlitne strukture pa je potrebno počasno ohlajanje samo v območju 750 in 650° C, kar velja tudi za jeklo 16 Mn Cr 5, pozneje se lahko ohlaja poljubno<sup>1</sup>. S tem so izpolnjene vse zahteve po dobri obdelovalnosti.

Ista avtorja<sup>1</sup> sta pri jeklu 16 Mn Cr 5 naredila med drugim tudi primerjavo med dvema postopkoma žarjenja za doseg feritno-perlitne strukture: med izotermnim in počasnim ohlajanjem. Z izotermnim žarjenjem se doseže enakomernejša struktura in odpravi trakavost; postopek je mnogo krajši od počasnega ohlajanja.

Cim višja je vsebnost Ni v Cr-Mo jeklih, tem težje je ta jekla žariti na določeno strukturo. To delno zaradi lenosti, delno zaradi nižje lege premenske točke A<sub>1</sub>.

Knorr in drugi<sup>2</sup> so se temeljito posvetili žarjenju jekla 16 Mn Cr 5. Preiskali so nekaj grobozrnatih in nekaj drobozrnatih talin; avstenitizacijske temperature 920 do 1200° C in izotermne premene pri temperaturah 600 in 650° C. Pri 600° C so trdote nekoliko višje. Rezultati so pokazali, da drobozrnatim jeklom zrno bistveno zraste šele pri temperaturah nad 1000° C, a pri temperaturah med 1100 in 1200° C imata obe skupini jekel enako grobo zrno, drobo zrnata jekla dosežejo celo bolj grobo zrno. Sekundarno zrno je nekoliko finejše od primarnega avstenitnega zrna. Morebitno podaljšanje časa avstenitizacije nad 1 uro bistveno ne poveča zrna. Pri podaljšanju za 10 ur šele zrno naraste za eno enoto<sup>2</sup>. Najprimernejša temperatura izotermne premene za jeklo 16 Mn Cr 5 je 630° C<sup>4</sup>.

Z zelo počasnim ohlajanjem (0,5° C/min) se doseže enako veliko zrno kot pri običajnem izotermnem postopku<sup>2</sup>.

Zahtevano strukturo in trdoto je možno doseči že takoj po kovanju oz. valjanju s primernim ohlajanjem. Vsekakor se praktično doseže nekoliko bolj grobo zrno<sup>2</sup> z uporabo končne temperature kovanja in ohlajanja 12° C/min pri jeklu 16 Mn Cr 5, čeprav so raziskave pokazale prav nasprotno<sup>2</sup>.

## RAZISKAVE

V laboratorijskih električnih komornih oz. jaškastih pečeh z mešanjem atmosfere je bila narejena serija poskusov, ki naj bi pokazala odvisnosti velikosti primarnega in sekundarnega zrna, strukture, trakavosti in trdote od temperature in časa avstenitizacije ter od načina ohlajanja za domačo vrsto jekla Č.4320 (EC-80), ki ustreza jeklu 16 Mn Cr 5.

Preizkušanih je bilo 10 različnih talin, katerih kemijska sestava je navedena v tabeli 1. V tej tabeli je navedena tudi velikost avstenitnega zrna, ki je bilo določeno po Mc Quaid-Ehnu. Po tej velikosti zrn in po velikosti primarnega zrna pri temperaturah avstenitizacije 900 in 950° C so vse taline razvrščene v tri skupine:

- drobozrnate taline 2, 4, 5 in 6,
- grobozrnate taline 1, 9 in 10 in
- mešanozrnate oz. srednjezrnate taline 3, 7 in 8.

Tabela 1 — Kemijske sestave in velikost avstenitnega zrna

Talina	Kemijska sestava v %									Mc Q.-E. 925° C po ASTM
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ceq		
1	0,16	0,18	1,01	0,025	0,022	0,93		0,530	3	
2	0,17	0,24	1,00	0,015	0,018	0,89		0,540	7	
3	0,18	0,23	1,15	0,017	0,022	0,98	0,15	0,601	3 — 4	
4	0,15	0,17	1,23	0,017	0,021	1,00	0,20	0,580	6	
5	0,19	0,31	1,05	0,026	0,029	1,02	0,22	0,617	5 — 6	
6	0,17	0,26	1,00	0,016	0,027	0,96	0,16	0,562	6	
7	0,16	0,17	1,17	0,015	0,015	0,97	0,21	0,570	6	
8	0,16	0,29	1,17	0,015	0,020	0,97	0,14	0,594	4	
9	0,16	0,17	1,09	0,027	0,026	0,98	0,17	0,557	2 — 3	
10	0,16	0,22	1,20	0,017	0,021	0,96	0,18	0,584	4	

V tabeli 1 je izračunan tudi ogljikov ekvivalent (C eq) po obrazcu:  $Ceq = C + \frac{1}{5} Mn + \frac{1}{4} Cr + \frac{1}{5} (Si - 0,5)$ .

Po tem ekvivalentu so vse taline razvrščene v dve skupini:

- trde taline 3, 4, 5, 8 in 10 in
- mehke taline 1, 2, 6, 7 in 9.

Vsem talinam so določene tudi dilatometrijske premenske točke pri ogrevanju in ohlajanju 3° C/minuto, katerih srednje vrednosti so:

- pri ogrevanju  
temperatura začetka pri 725 (od 725 do 730) °C in konca premene pri 825 (od 815 do 845) °C,
- pri ohlajanju  
temperatura začetka pri 751 (od 730 do



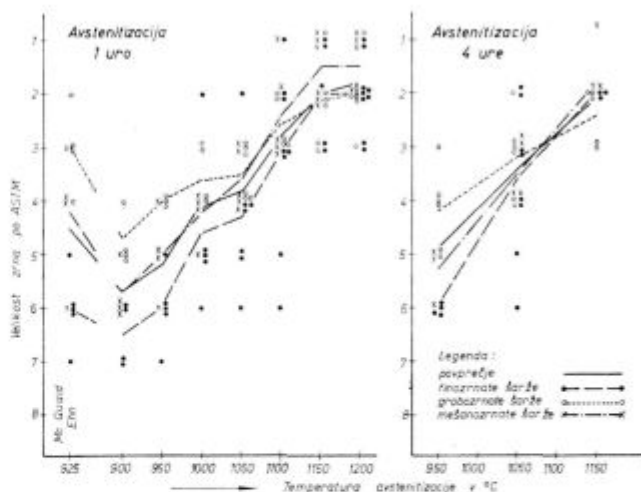
770) °C in konca premene pri 625 (od 605 do 650) °C.

Liti ingoti 450 kg kvadratnega prereza s srednjo stranico 222 mm so bili valjani v gredice kvadrat 90 mm, te pa kovane na okrogle palice z debelino 20 mm. S palicami te debeline so narejeni naslednji poizkusi:

- Počasno ohlajanje v električni komorni peči:
  - avstenitizacija 1 oz. 4 ure pri temperaturi 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 in 1200° C,
  - ohlajanje v peči (približno 30 do 100 minut) do 750° C, nato 20° C/h do 650° C in nadalje v peči (približno 90 minut) do 550° C, nato na zraku.
- Izotermno ohlajanje:
  - avstenitizacija 1 uro pri istih temperaturah v električni komorni peči,
  - prenos v jaškasto električno peč z mešanjem atmosfere na temperaturi 630° C,
  - izotermno držanje na 630° C:
    - pri avstenitizacijski temperaturi 900 do 1100° C 1 uro,
    - pri avstenitizacijski temperaturi 1150° C ... 2 uri,
    - pri avstenitizacijski temperaturi 1200° C ... 4 ure,
  - nadaljnje ohlajanje na zraku.
- Avstenitizacija 1 uro pri istih temperaturah 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 in 1200° C ter 4 ure pri temperaturah 950, 1050 in 1150° C, ohlajanje direktno v vodi.
- Normalizacija 20 minut na temperaturi 900° C, ohlajanje na zraku.
- Mehko žarjenje 2 uri na temperaturi 680° C, nato ohlajanje s pečjo do 550° C in naprej na zraku,
- Vzorci, toplotno obdelani po točki 3 pri temperaturah 1100 in 1200° C so dodatno avstenitizirani 1 uro na temperaturi 900° C in ohlajeni direktno v vodi.
- Vzorci, toplotno obdelani po točkah 1 in 2 eno uro na temperaturah 1100 in 1200° C so dodatno avstenitizirani eno uro na temperaturi 900 oz. 920° C in ohlajeni na zraku.
- Vzorci, mehko žarjeni po točki 5, so dodatno avstenitizirani eno uro na temperaturi 920° C in ohlajeni na zraku.

Na toplotno obdelanih palicah so določene trdote po Brinellu na površini, metalografsko določena velikost zrna po ASTM in metalografsko ocenjena trakavost po tabeli na sliki 10. Ta tabela za ocenjevanje trakavosti je pripravljena posebej za drobno sekundarno zrno (slika 10 a) in posebej za grobo sekundarno zrno (slika 10 b).

Z ohlajanjem direktno v vodi po avstenitizaciji je fiksirana velikost avstenitnega (primarnega) zrna, ki je določeno metalografsko na prečnem obrusu. Na sliki 1 je diagramski prikaz odvisnosti velikosti primarnega zrna od temperature avsteni-

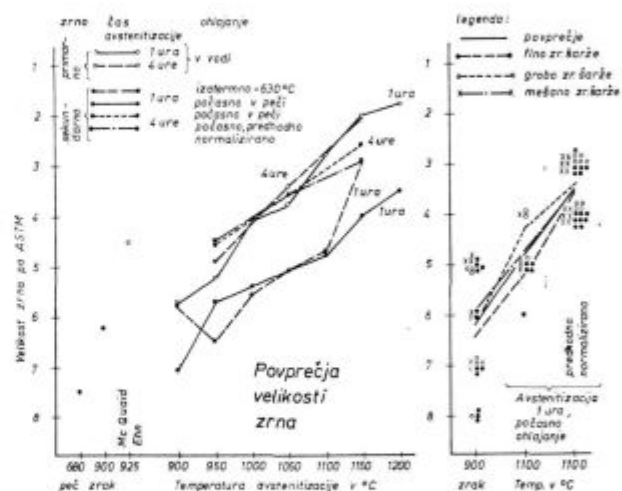


Slika 1

Velikost primarnega zrna, 10 talin jekla Č.4320, vzorci  $\varnothing$  20 mm, ohlajani v vodi

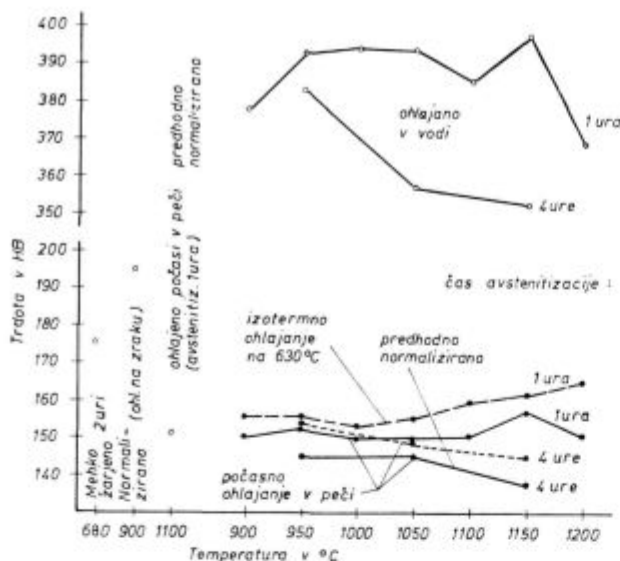
tizacije za čas avstenitizacije 1 in 4 ure. Za primerjavo so med seboj ločeni rezultati za drobno, grobo in mešano zrnate taline in dodani rezultati ocenjevanja velikosti avstenitnega zrna po McQuaid-Ehnu. Na diagramih je očitno različno obnašanje drobno in grobo zrnatih talin: do temperature 1050 ali celo do 1100° C se te po velikosti sekundarnega zrna močno razlikujejo, ta razlika pa pri temperaturi avstenitizacije nad 1100° C popolnoma izgine ali celo obratno, da drobno zrnate taline dajo bolj grobo sekundarno zrno. To zadnje se popolnoma ujema s podatki literature<sup>2,8</sup>. Povprečna velikost primarnega zrna naraste od 5—6 po ASTM (pri 900° C) na 1—2 po ASTM (pri 1200° C), ki pa se s podaljšanjem avstenitizacije od 1 ure na 4 ure ne poveča (glej tudi primerjalni diagram na sliki 2).

V vodi ohlajanim palicam je določena tudi trdota. Primerjava te je diagramsko prikazana na sliki 3.



Slika 2

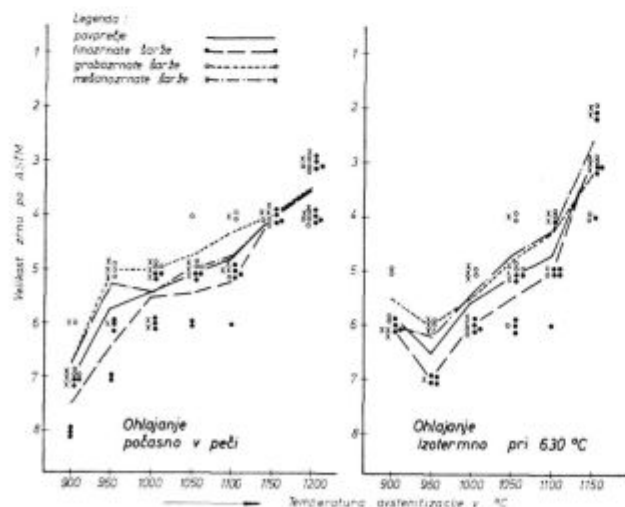
Primerjava velikosti zrna, 10 talin jekla Č.4320, vzorci  $\varnothing$  20 mm



Slika 3

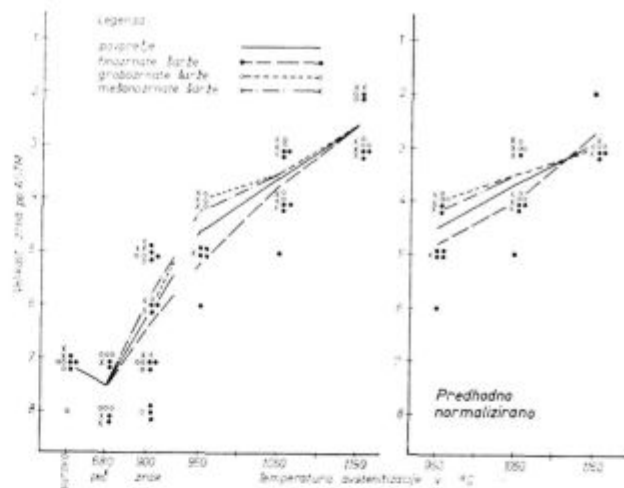
Povprečna trdota, 10 talin jekla C.4320 v odvisnosti od toplotne obdelave, vzorci Ø 20 mm

Za ostale postopke toplotne obdelave je na preizkusnih palicah poleg površinske trdote v Brinellu določena še velikost sekundarnega zrna po ASTM, ocenjevana trakavost in določena vrsta strukture na vzdolžnem obrusu. Velikost sekundarnega zrna v odvisnosti od temperature in vrste toplotne obdelave je diagramsko prikazana na slikah 4, 5 in 2. Na sliki 2 je prikazana primerjava velikosti zrna med vsemi izvedenimi postopki toplotne obdelave. Velikost zrna vzporedno narašča s temperaturo. Sekundarno zrno naraste pri enourni avstenitizaciji od 6–7 po ASTM (pri 900° C) na 3–4 po ASTM (pri 1200° C). S podaljšanjem časa avstenitizacije od 1 ure na 4 ure se sekundarno zrno poveča za približno eno enoto po ASTM. Pri enourni avstenitizaciji pri 1100° C s počasnim ohlajanjem se sekundarno zrno poveča približno



Slika 4

Velikost sekundarnega zrna, 10 talin jekla C.4320, vzorci Ø 20 mm, čas avstenitizacije 1 ura



Slika 5

Velikost sekundarnega zrna, 10 talin jekla C.4320, vzorci Ø 20 mm, ohlajani počasi v peči, čas avstenitizacije 4 ure. Za primerjavo so podatki za jeklo v surovem, mehko žarjenem in normaliziranem stanju

za eno enoto po ASTM, če se palice predhodno normalizirajo. Nasprotno pa pri štiriurni avstenitizaciji s predhodno normalizacijo ni opaziti bistvenega povečanja zrna.

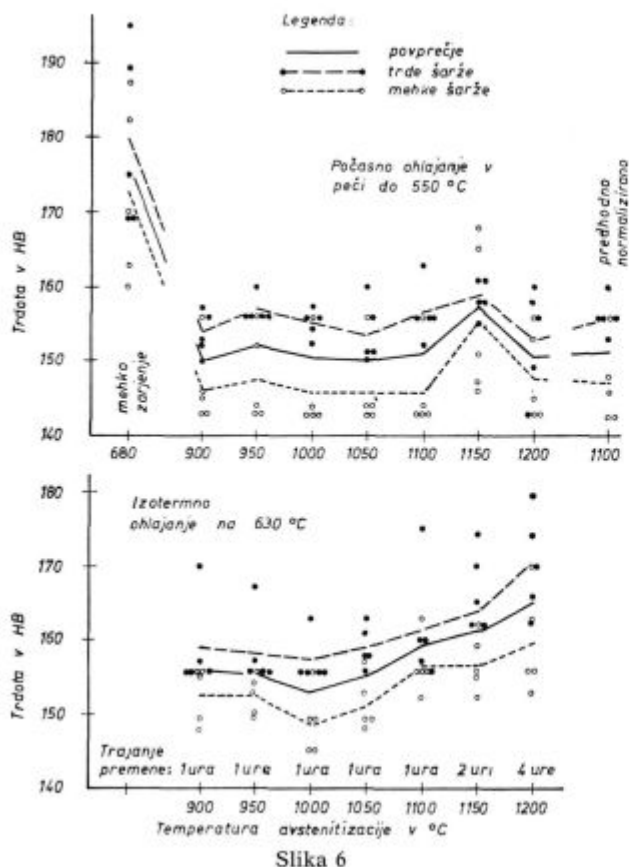
Grobo primarno in sekundarno zrno se pri drobozrnatih talinah popolnoma popravi s pravilno končno toplotno obdelavo. Tako je pri grobozrnatih palicah vseh talin (primarno zrno 1 do 3 po ASTM) s kaljenjem iz 900° C v vodi po postopku 6 doseženo normalno drobno zrno (primarno zrno 5 do 6 po ASTM), ki popolnoma ustreza velikosti zrna, doseženi po postopku 3 s kaljenjem prav tako iz 900° C. Podobno je pri grobozrnatih palicah (sekundarno zrno 3 do 5 po ASTM) z normalizacijo iz 900° po postopku 7 dosežemo normalno drobno zrno (sekundarno zrno 5 do 7 po ASTM) ki popolnoma ustreza velikosti zrna, doseženi po postopku 4 z normalizacijo prav tako iz 900° C.

Za preizkušene in predpisane načine toplotne obdelave so predpisane naslednje trdote za jeklo C. 4320 (EC-80) (16 Mn Cr 5):

1. Mehko žarjeno maksimalno 207 HB 30 (po JUS C.B9.020 in DIN 17210).
2. Toplotno obdelano na določeno trdnost 156 do 207 HB 30 (po DIN 17210).
3. Toplotno obdelano na feritno-perlitno strukturo 140 do 187 HB 30 (po DIN 17210).

Pri navedenih raziskavah z 10 talinami tega jekla so dosežena naslednja območja trdot:

1. Mehko žarjeno povprečno 176 HB (160 do 195 HB), (slika 6).
2. Normalizirano povprečno 183 HB (156 do 224 HB), (slika 7).
3. Žarjeno z eno in štiriurno avstenitizacijo pri temperaturi 900 do 1200° C in počasnim in izotermnim ohlajanjem ima trdoto od 131 do 179 HB, (glej sliki 6 in 7).



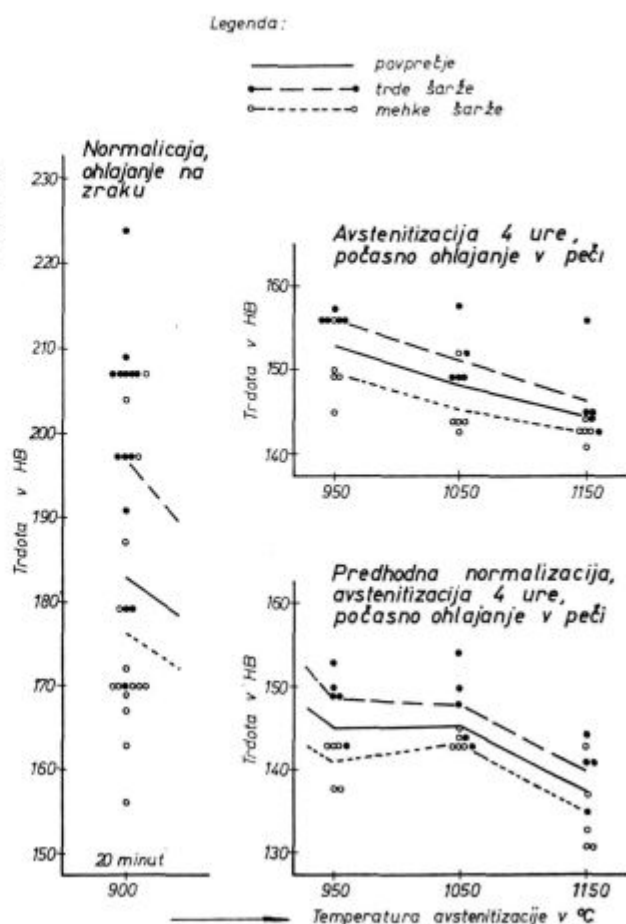
Slika 6  
Trdota žarjenih vzorcev  $\varnothing$  20 mm, 10 talin jekla Č.4320, čas avstenitizacije 1 ura

Na sliki 6 in 7 se vidi, da pri enourni avstenitizaciji in počasnem ohlajanju trdota ni odvisna od temperature, pri izotermnem ohlajanju trdota nekoliko narašča s temperaturo, pri štiriurni avstenitizaciji in počasnem ohlajanju pa trdota nekoliko pada s temperaturo. Tako imenovane trde taline imajo pri vseh postopkih toplotne obdelave res višjo trdoto, kar je odvisno od sestave, t. j. od ogljikovega ekvivalenta, od vsebnosti ogljika, kroma in bakra, nekoliko manj od vsebnosti mangana.

Povprečno so trdote nekoliko višje pri izotermnem ohlajanju in nekoliko nižje pri daljši avstenitizaciji in še nižje pri predhodno normaliziranih palicah. Ta primerjava v odvisnosti od tempera-

Tabela 2

Postopek ohlajanja	Talina	Trdota HB-30 kp/mm <sup>2</sup>	meja plastičnosti $\sigma_s$ kp/mm <sup>2</sup>	natezna trdnost $\sigma_{0.2}$ kp/mm <sup>2</sup>	raztezek $\delta_5$ %	kontraktacija $\psi$ %	$\sigma_{0.2}$ HB
Počasno ohl. v peči	2	144,0	31,9	51,8	28,2	62,4	0,360
	5	158,8	33,4	56,1	26,4	61,1	0,353
Izotermno ohlajeno pri 630° C	2	151,7	33,7	54,1	28,0	68,6	0,356
	5	170,1	37,1	59,5	26,5	66,3	0,350



Slika 7  
Trdota normaliziranih in žarjenih vzorcev  $\varnothing$  20 mm, 10 talin jekla Č.4320

ture je prikazana na sliki 3, kjer so naznačena povprečja doseženih trdot tudi za ostale postopke.

Za palice taline 2 in 5, ki so bile po enourni avstenitizaciji pri 900 do 1200° C počasno in izotermno ohlajene ter mehko žarjene, je bil izveden tudi raztržni preizkus. Povprečne vrednosti rezultatov za vse avstenitizacijske temperature so podane v tabeli 2. Izračunan je tudi kvocient med natezno trdnostjo in trdoto po Brinellu. Pri 30 trgalnih palicah se ta giblje v območju od 0,32 do 0,37 oziroma povprečno 0,355.



Slika 8 a

Talina 4, 1200° C, velikost sekundarnega zrna 3 — 4 ASTM, trakavost 3



Slika 8 d

Talina 10, 1200° C, velikost sekundarnega zrna 3 — 4 ASTM, trakavost 2



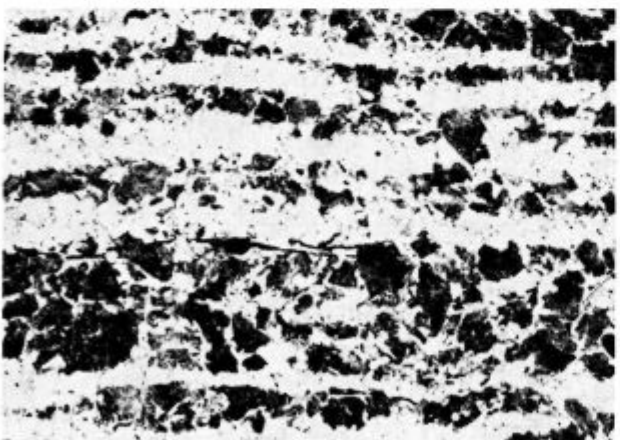
Slika 8 b

Talina 4, 1050° C, velikost sekundarnega zrna 6 ASTM, trakavost 4



Slika 8 e

Talina 10, 1050° C, velikost sekundarnega zrna 4 — 5 ASTM, trakavost 4



Slika 8 c

Talina 4, 900° C, velikost sekundarnega zrna 7 — 8 ASTM, trakavost 4



Slika 8 f

Talina 10, 900° C, velikost sekundarnega zrna 7 ASTM, trakavost 4

Slika 8

Primerjava struktur drobnozrnate taline 4 in grobnozrnate taline 10 jekla C.4320, žarjenih 1 uro pri 900 do 1200° C in počasno ohlajanih v peči do 550° C; povečava 200-krat



Slika 9 a  
Talina 4, 1200° C, trakavost 1



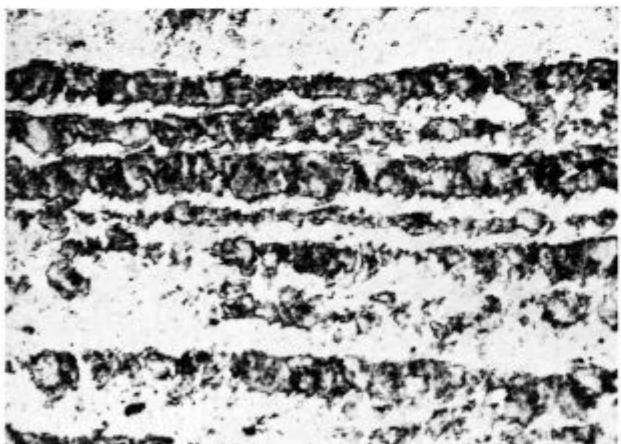
Slika 9 d  
Talina 10, 1200° C, trakavost 1



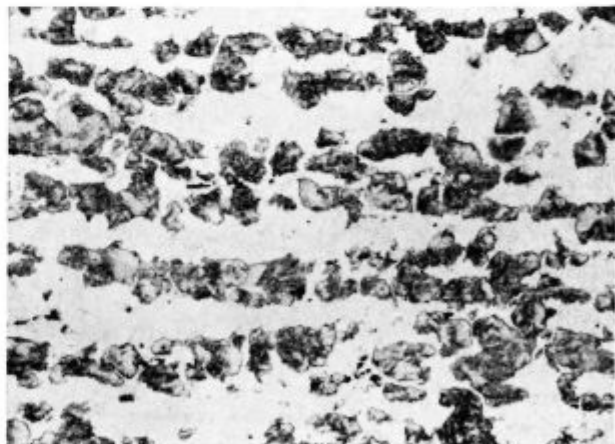
Slika 9 b  
Talina 4, 1050° C, velikost sekundarnega zrna 6 ASTM, trakavost 4



Slika 9 e  
Talina 10, 1050° C, velikost sekundarnega zrna 4 — 5 ASTM, trakavost 2



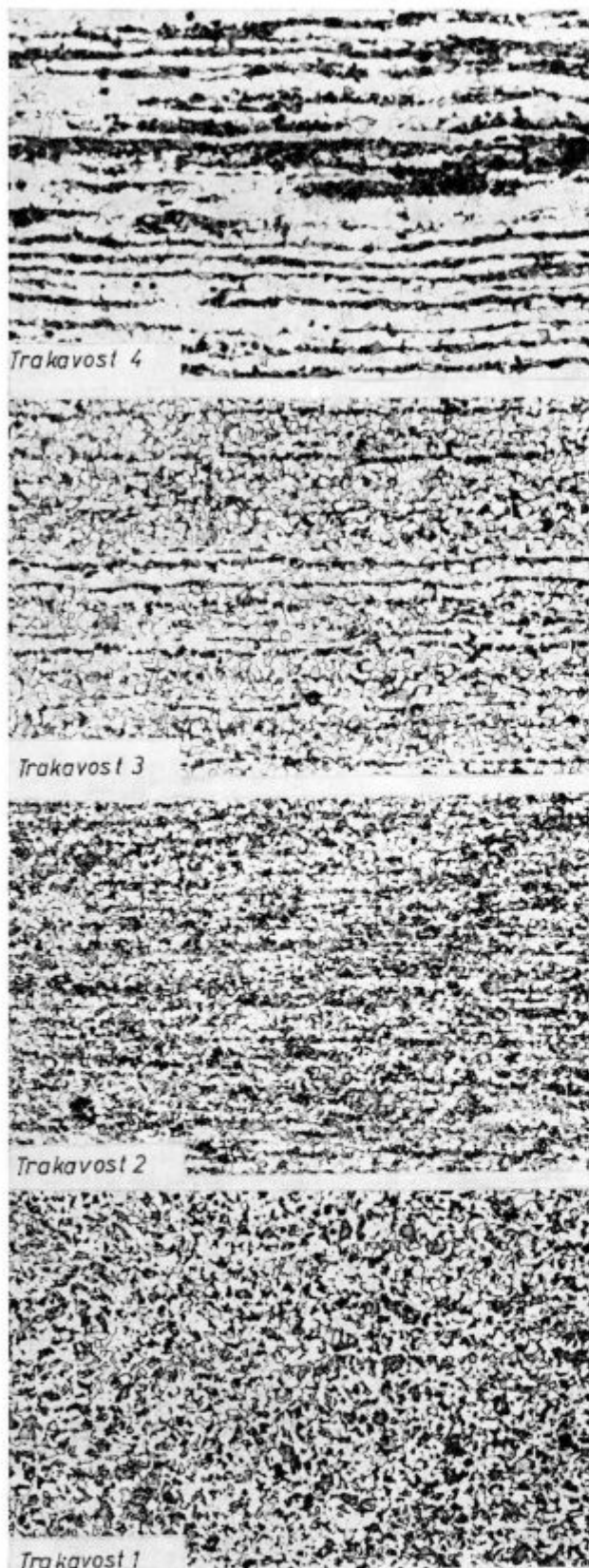
Slika 9 c  
Talina 4, 900° C, velikost sekundarnega zrna 6 ASTM, trakavost 4



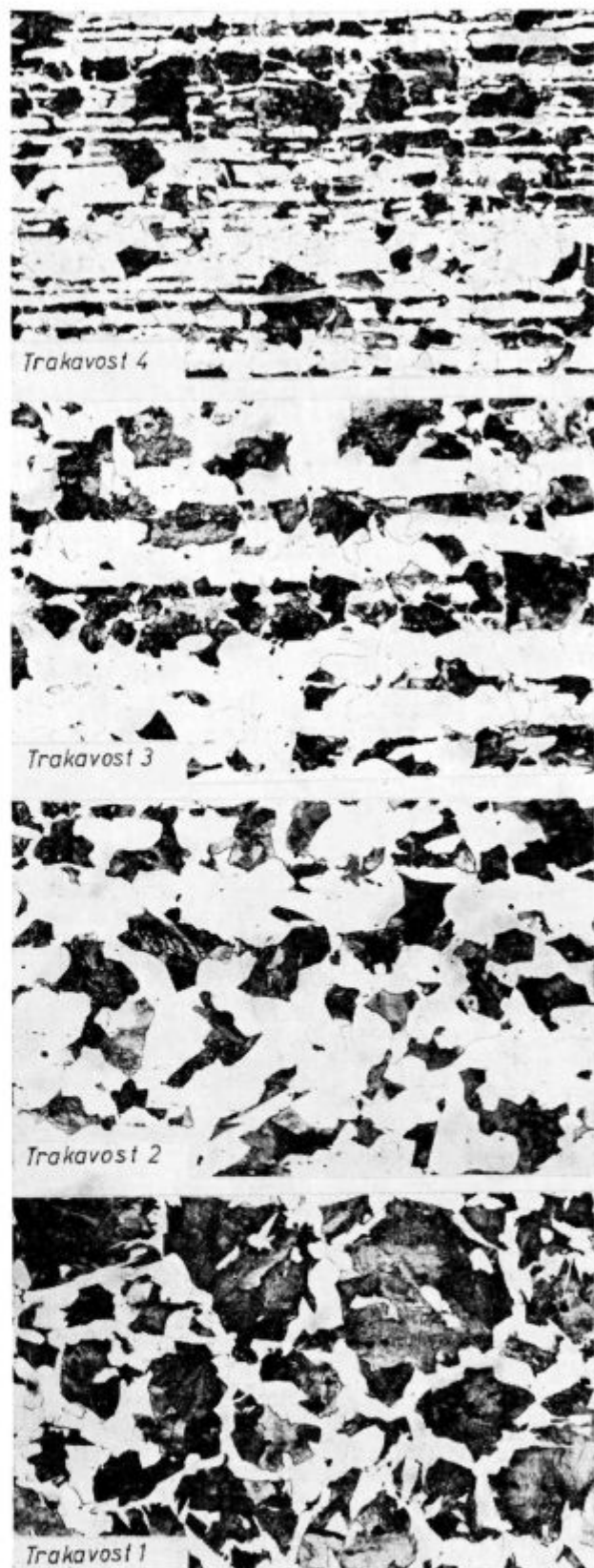
Slika 9 f  
Talina 10, 900° C, velikost sekundarnega zrna 6 ASTM, trakavost 4

Slika 9

Primerjava struktur talin 4 in 10 jekla C.4320, žarjenih 1 uro pri 900 do 1200° C in ohlajanih izotermno pri 630° C; povečava 200-krat



Slika 10 a  
Drobno sekundarno zrno 7 — 8 po ASTM



Slika 10 b  
Grobno sekundarno zrno 2 — 4 po ASTM

Slika 10  
Tabela za metalografsko ocenjevanje trakavosti jekla C.4320 (EC 80), žarjenega pri temperaturi 900 do 1200° C; povečava 100-krat

Struktura palic je pri vseh postopkih sestavljena iz feritnih in perlitnih zrn (pri avstenitizaciji na 1200° C in izotermnem ohlajanju je feritna mreža), razen pri normalizaciji, kjer je večji delež vmesnostopenjske strukture, in pri mehkem žarjenju, kjer je manjši delež vmesnostopenjske strukture.

Na slikah 8 in 9 je prikazana primerjava dobljenih struktur pri enourni avstenitizaciji na temperaturi 900, 1050 in 1200° C pri obeh načinih ohlajanja za talino 4 in 10. Slika 8 prikazuje strukture talin 4 in 10, ki so bile po avstenitizaciji počasno ohlajane v peči; slika 9 pa strukture istih talin, ki so bile po avstenitizaciji ohlajane izotermno pri 630° C. Talina 4 se obnaša kot povprečno drobnozrnata, a talina 10 kot povprečno grobozrnata jekla. Pri drobnozrnati talini 4 je primarno in sekundarno zrno še pri 1050° C drobno, medtem ko pri grobozrnati talini 10 primarno in sekundarno zrno postane zelo grobo že pri 1050° C ali celo pri nižji temperaturi avstenitizacije.

Trakavost v žarjenih palicah je ocenjevana metalografsko po tabeli na sliki 10, kjer pomeni za posamezno oceno:

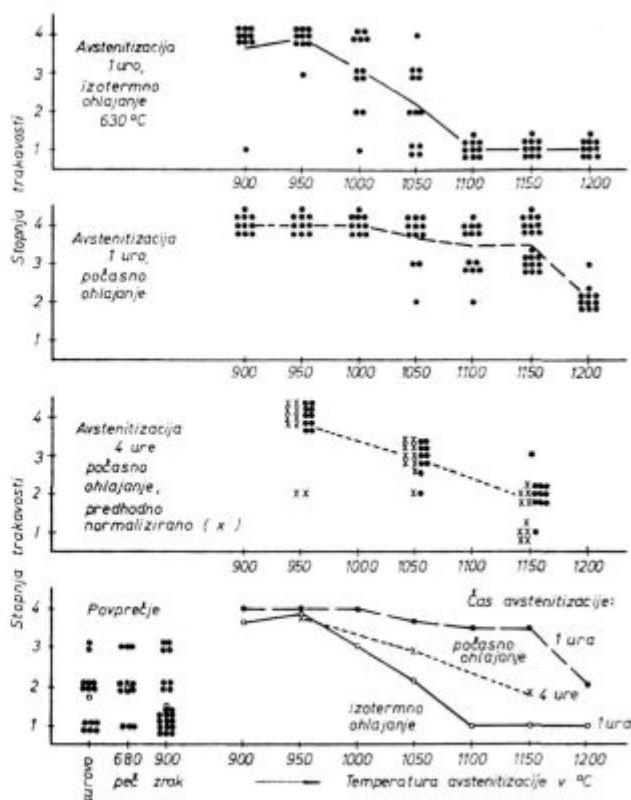
- 4 — močna trakasta struktura preko celega preseka,
- 3 — močni ostanki trakaste strukture,
- 2 — rahli ostanki trakaste strukture,
- 1 — ni opaziti trakaste strukture.

Rezultati ocenjevanja trakavosti so prikazani v obliki diagramov na sliki 11: v gornjih treh diagramih je vidno trosenje rezultatov pri posameznih postopkih, v spodnjem pa je primerjava trakavosti med postopki v odvisnosti od temperature avstenitizacije. Pri enourni avstenitizaciji je s počasnim ohlajanjem trakavost znižana na znosno mero šele pri najvišji temperaturi, podaljšanje avstenitizacije stanje nekoliko izboljša, medtem ko je pri izotermnem ohlajanju trakavost popolnoma odpravljena že pri nižjih temperaturah avstenitizacije 1100° C.

Predhodno normalizirane palice niso bile po žarjenju in počasnem ohlajanju nič manj trakave od nenormaliziranih.

S hitrejšim ohlajanjem po avstenitizaciji do kritičnega temperaturnega območja, t. j. do pod  $A_{r3}$ , se z večjo sigurnostjo odpravi trakavost. Tako so na zraku normalizirane palice pretežno brez trakavosti, medtem ko so na isti temperaturi avstenitizirane in v drugo peč na 630° C prenesene palice še močno trakaste. To je tudi možno primerjati na sliki 11.

Tudi na slikah 8 in 9 je vidna razlika v trakavosti. Tu je vidno, da je trakavost pri žarjenju najprej odstranjena pri talini 10 z izotermnim ohlajanjem po avstenitizaciji (slika 9).



Slika 11

Trakava struktura žarjenih vzorcev  $\varnothing$  20 mm, 10 talin jekla C.4320

Trakavost se odstrani:

- z višjo temperaturo in daljšim časom avstenitizacije, s čimer se omogoči večjo difuzijo elementov in izravnavo kemijske sestave in
- s čim hitrejšim ohlajanjem od temperature avstenitizacije do temperaturnega območja premene, s čimer se prepreči ali omeji povratno difuzijo, oziroma izcejanje posameznih elementov, posebno ogljika.

S pravilno končno toplotno obdelavo mehansko obdelanega in naogljčenega jekla se trakavost popolnoma odpravi. Tako nikakor ni upravičena bojazen, da bi morebitna trakava žarjena struktura ostala trakava tudi po končnem kaljenju.

Pri pravilni končni toplotni obdelavi grobožarjenega jekla se dosega popolnoma zadovoljivo žilavost. Taka primerjava žilavosti je izvedena na 6 omenjenih talinah (talina 1, 4, 6, 7, 9 in 10). Določena je udarna žilavost popolno žarjenim palicam (1200° C — 1 ura) in mehkožarjenim palicam. Po dodatni normalizaciji po postopku 7 in 8 (920° C — 1 ura) je palicam ponovno določena udarna žilavost. Primerjavo teh preiskav kaže naslednja tabela 3.

Mehko žarjene palice imajo precej višjo žilavost (kar je slabo za obdelovalnost) kot popolno žarjene palice. Z dodatno normalizacijo pa je pri

Tabela 3

Prvotna toplotna obdelava	Z dodatno normalizacijo			
	Žilavost kpm/cm <sup>2</sup>	920° — 1 h/zrak žilavost	—	dosežena kpm/cm <sup>2</sup>
1200° C - 1 ura ohlajanje počasi	5,7 — 12,3	5,0	—	15,7
1200° C - 1 ura ohl. izotermno 630°	7,7 — 15,4	4,0	—	19,0
680° C - 2 uri ohlajanje počasi	16,8 — 22,0	5,0	—	8,5

mehko žarjenih palicah dosežena precej slabša žilavost (5,0—8,5 kpm/cm<sup>2</sup>) kot pri popolnožarjenih (4,0—19,0 kpm/cm<sup>2</sup>). Nekaterim popolnožarjenim palicam z dodatno normalizacijo žilavost celo naraste.

### ZAKLJUČEK

Pri vseh izvedenih postopkih žarjenja jekla C 4320 (EC-80) na feritno-perlitno strukturo je zahtevana struktura tudi dosežena. Ostale zahteve (velikost zrna, trakavost in trdota) pa so odvisne od temperature in trajanja avstenitizacije, načina oziroma hitrosti ohlajanja in kemijske sestave taline.

S kovanimi okroglimi palicami debeline 20 mm iz 10 talin sta preiskovana dva načina toplotne obdelave za dosego feritno-perlitne strukture:

- Eno in štiriurna avstenitizacija na temperaturah v območju 900 in 1200° C s počasnim ohlajanjem v peči do 550° C, nato na zraku.
- Enourna avstenitizacija na istih temperaturah, a z izotermnim ohlajanjem na temperaturi 630° C, nato na zraku.

Vsi rezultati so primerjani z normalizacijo in mehkim žarjenjem.

1. Sekundarno zrno naraste pri enourni avstenitizaciji ne glede na hitrost ohlajanja od 6—7 po ASTM pri 900° C na 3—4 po ASTM pri 1200° C. S podaljšanjem avstenitizacije od 1 na 4 ure se sekundarno zrno približa velikosti primarnega zrna, ki je vzporedno večje za eno do dve stopnji po ASTM.

Velikost avstenitnega zrna, določena po Mc Quaid-Ehnu, se med talinami bolj razlikuje kot velikost primarnega zrna, določena s kaljenjem v vodi iz avstenitizacijskih temperatur 900 in 950° C

(1 in 4 ure) in ocenjevana po ASTM. Tudi povprečna velikost zrna je za približno eno stopnjo bolj groba.

Pri drobnozrnatih talinah primarno in sekundarno zrno ostane drobno do precej visokih temperatur avstenitizacije (1050° C) in pri višjih temperaturah skokoma naraste in se izenači z zrnem grobnozrnatih talin, katerim zrno bolj enakomerno narašča s temperaturo.

2. Z obema postopkoma toplotne obdelave je doseženo naslednje območje **trdote** od 131 do 179 HB pri temperaturah 900 do 1200° C (1 in 4 ure), s počasnim in izotermnim ohlajanjem. Ta trdota je manj odvisna od temperature, več od postopka toplotne obdelave in kemijske sestave, taline in posredno od premenskih točk.
3. **Trakavost** je bolj odvisna od načina ohlajanja kot od temperature avstenitizacije. Noliko je odvisna tudi od trajanja avstenitizacije.
4. Pri preiskovanih postopkih toplotne obdelave se dosega bolj **grobo zrno**:
  - z izbiro zrnatih talin po Mc Quaid-Ehnu,
  - z višjo temperaturo avstenitizacije in dovolj dolgim časom,
  - z dodatno normalizacijo pred popolnim žarjenjem ali s ponavljanjem žarjenja.
5. Dovolj **nizko trdoto** se dosega:
  - s čim počasnejšim ohlajanjem v temperaturnem območju od 750 do 650° C ali celo do konca premene pri 600° C,
  - z izotermno premeno pri temperaturi 620 do 630° C.
6. **Trakavost se zmanjša** oziroma odpravi:
  - z višjo temperaturo in daljšim časom (najmanj eno uro) avstenitizacije,
  - s čim hitrejšim ohlajanjem od temperature avstenitizacije do temperaturnega območja premene oziroma do temperature izotermne premene.
7. Ta toplotna obdelava (popolno žarjenje) za dosego feritno-perlitne strukture, posebno tisti pogoji, ki dajo grobo zrno, nikakor ne poslabša mehanskih lastnosti v končno toplotno obdelanem stanju. S končno toplotno obdelavo se pri fino-zrnatih talinah doseže popolnoma normalno strukturo in normalno velikost zrna: udarna žilavost pa je celo boljše, kot če bi predhodno, namesto popolno, samo mehko žarili. Pri končnem kaljenju pa tudi trakava struktura ne nastopa več.



## Literatura

1. Kunze E. in H. Brandis, «Erzeugung bestimmter Gefüge in niedriglegierten Baustählen durch Glühen», Archiv für das Eisenhüttenwesen (Düsseldorf) 35 (1964), H. 12, str. 1187—1191.
2. Knorr, W., E. Habicht in H. Ch. Haumer, «Wärmebehandlung von Einsatzstahl 16 MnCr 5 zur Erlangung eines Gefügestandes bester Bearbeitbarkeit», Stahl und Eisen 83 (1963), Nr. 23, str. 1477—1484.
3. Werkstoffausschuss des VDE, «Vergleich der Ergebnisse von Zerspanbarkeitsuntersuchungen sowie von Gefüge- und Festigkeitsuntersuchungen an Einsatz- und Vergütungsstählen», Stahl und Eisen 83 (1963), H. 20, str. 1209—1226 in H. 21, str. 1302—1315.
4. Knorr, W., «Einfluss des Gefüges auf die Zerspanbarkeit von Baustählen», Härtereitechnische Mitteilungen (Stuttgart), Bd. 13 (1959), H. 3, str. 201—226.
5. Deutsche Normen, Einsatzstähle, Gütevorschriften, DIN 17210, 1965.
6. Koelzer, H., «Wärmebehandlung als Mittel zur Verbesserung der Zerspanbarkeit», Härtereitechnische Mitteilungen (Stuttgart), Bd. 6 (1950), H. 2, str. 41—59.
7. Bastien, P., «Einfluss metallurgischer Faktoren auf die Zerspanbarkeit der Stähle», Härtereitechnische Mitteilungen (Freiburg in Berlin) 16 (1961), H. 4, str. 210—217.
8. Legat, A., «Faktoren zur Beeinflussung der Härtebarkeit von Einsatzstählen», Härtereitechnische Mitteilungen (Stuttgart), Bd. 14 (1959), H. 1, str. 51—67.
9. Ammareller, S., «Untersuchungen über das Weichglühen unlegierter und niedriglegierter Stähle», Stahl und Eisen 70 (1950), N. 11, str. 459—463.
10. Jugoslovenski standard: JUS C.B9.020, 1957.

## ZUSAMMENFASSUNG

Auf Grund der Daten aus der Fachliteratur wurden Untersuchungen durchgeführt, wie durch das Glühen des Stahles C 4320 (E1-80) eine bestimmte Gefügeausbildung zu erzielen, welche die deutschen Normen DIN 17210 für den Stahl 16 Mn Cr 5 vorschreiben.

Die einzelnen Parameter der Wärmebehandlung (Temperatur, Zeitdauer, Art der Abkühlung) welche folgenden Ansprüchen: der Korngrösse, Art des Gefüges, Härte und Zeilenstruktur entsprechen müssen, wurden an zehn Schargen erprobt.

Das verlangte Gefüge und die Härte lässt sich durch ein vollständiges Glühen erzielen, wobei ein einstündiges halten auf der Glüh Temperatur ausreicht. Bei höheren

Temperatur wird ein grösseres Korn erreicht. Um das Zeilengefüge beim Abkühlen zu verhindern muss, bis zu der Umwandlungstemperatur schnell genug abgekühlt werden.

Es ist auch eine Wärmebehandlung für die Ausbesserung des Werkstoffes welcher beim Glühen ein grobes Gefüge erhalten hatte, entwickelt worden. Durch ein zusätzliches Normalglühen des groben Gefüges lässt sich ein vollkommen normales Gefüge und eine normale Korngrösse erreichen. Die Zähigkeit wird aber sogar besser als wenn wir vorher statt Vollständigen Glühen nur Weichglühen würden. Auch das Zeilengefüge wird damit beseitigt.

## SUMMARY

Basing on data from technical literature, an investigation of steel C.4320 (EC-80) heat treatment was made in order to obtain ferritic-pearlitic structure, prescribed by German standards DIN 17210 for steel 16 Mn Cr 5. Heat treating conditions (temperature, time of keeping at the temperature, way of cooling) were tested on ten melts to satisfy the following demands: grain size, structure type, hardness, and banded structure.

Demanded structure and hardness can be obtained by full annealing, where one hour keeping at the temperature is sufficient. Higher annealing temperature gives bigger grain; in order to eliminate appearance of banded struc-

ture at the cooling, sufficient cooling rate down to the transformation temperature range is necessary to be reached.

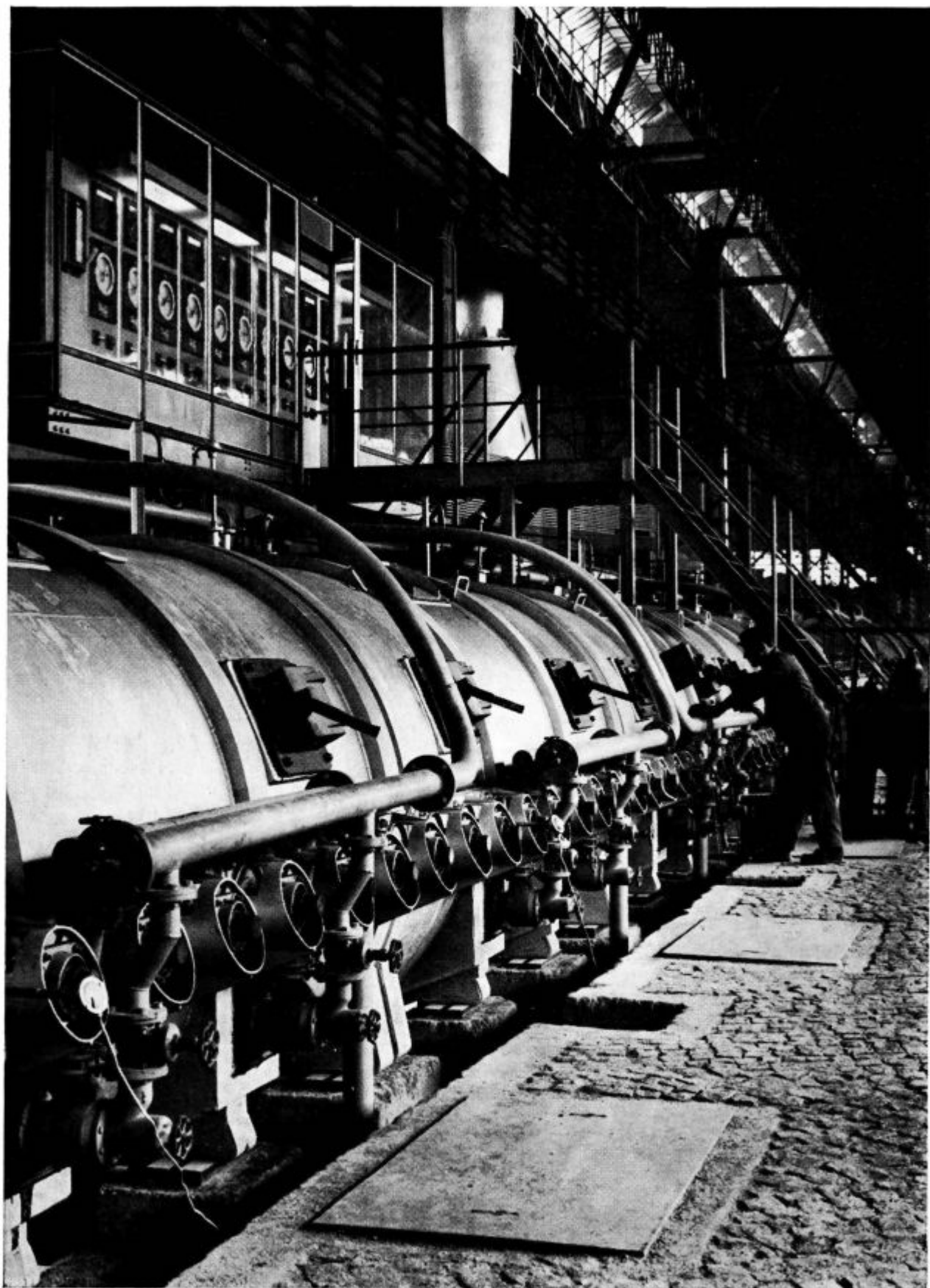
Heat treatment for improvement of the material, which was heat treated at the conditions leading to coarse grain, was also tested. With additional normalising of the coarse structure, quite normal structure and normal grain size was achieved. Impact toughness is even better than that when material was previously only softly annealed instead of being fully annealed. In this case also banded structure is eliminated.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основании данных из специальной литературы исследована термообработка сталя C 4320 (EC-80) на феррито-перлитовую структуру в согласовании с западно-германскими промышленными стандартами DIN 17210, сталь 16 Mn Cr 5. На десяти плавках испытаны условия тепловой обработки (тем-а, время отжига, режим охлаждения) чтобы угодить требованиям т. е. величины зёрен, вида структуры, твёрдости и избежать появлению полосистой структуры. Требуемую структуру а также и твёрдость можно получить полным отжигом (Full Annealing) при чём длительность отжига всего один час. Замечено, что при повышенной тем-ы увеличивается величина зёрен. Чтобы избежать появлению полосовой

структуры необходимо быстрое охлаждение сталя до тем-ога предела.

Испытана также тепловая обработка улучшения качества материала который, первоначально под неблагоприятным тепловым режимом, дал грубую структуру. С дополнительным нормализованным грубой структуры зёрен получена исключительно нормальная структура и нормальная величина зёрен. При такой тепловой обработке оказалось, что ударная вязкость была выше вязкости которая получается мягким отжигом (Dead Annealing). При этом отстранена также полосовая структура.



## Vpliv mikrostrukture na sposobnost jekla za hladno preoblikovanje

*Članek obravnava vpliv strukture jekla na sposobnost za hladno preoblikovanje. Preiskovali smo vpliv trakaste strukture in deleža krogličnega perlita na hladno preoblikovalnost jekel Č. 1331, Č. 1531 in Č. 4131 in ugotovili, da je preoblikovalnost jekla v hladnem stanju v veliki meri odvisna od teh dveh faktorjev. V kolikor hočemo dobiti dobro preoblikovalnost v hladnem stanju, moramo s pravilno toplotno obdelavo jekla odpraviti trakasto strukturo in pretvoriti večino perlita v kroglično obliko.*

*Ugotoviti smo hoteli tudi vpliv trakaste strukture in oblike oziroma deleža krogličnega perlita na kontrakcijo.*

### UVOD

Jekla za hladno preoblikovanje običajno izdelujemo v Siemens-Martinovih in elektro obločnih pečeh. Poleg omenjenih dveh postopkov se v največjem času vedno več uporabljajo specialni konvertorski postopki.

Sposobnost jekla za hladno preoblikovanje zelo težko ocenjujemo. Slabo preoblikovalnost jekla dostikrat ugotovimo šele pri končni predelavi, ko na končnih produktih nastanejo razpoke. Sposobnost jekla za hladno preoblikovanje ni določena samo s kemijsko sestavo, ampak nanjo vpliva še vrsta drugih faktorjev, kot so: vsebnost oligoelementov v jeklu, pogoji dezoksidacije jekla, pogoji litja ingotov, površina ingotov in gredic, ogrevanje ingotov pred valjanjem, struktura jekla in drugi.

Pri določanju sposobnosti jekla za hladno preoblikovanje si v praksi običajno pomagamo s preizkusom krčenja v hladnem. Za ta preizkus uporabljamo probe višine  $L = 1,5 d$ , ki jih nato stiskamo na  $1/3$  višine. Pri preizkusu krčenja na stiskalnici nato z lupo opazujemo pojav razpok. Ko se pojavi prva razpoka, krčenje prekinemo. Iz tega lahko izračunamo stopnjo krčenja

$$\varphi = \ln \frac{L}{h} \text{ in samo krčenje } \epsilon = \frac{L-h}{L} \cdot 100 \%,$$

kjer je  $L$  — prvotna višina krčilne probe in  $h$  — višina probe po krčenju.

Pri raztržnem preizkusu je kontrakcija najbolj objektivni pokazatelj sposobnosti jekla za hladno preoblikovanje. Preoblikovalnost je običajno dobra pri veliki in slaba pri majhni kontrakciji. Predelovalna industrija zahteva kontrakcije 55—60 %, kar pa se v praksi težko z gotovostjo enakomerno dosega.

Odvisnost sposobnosti jekla za hladno preoblikovanje od kontrakcije pa ni popolnoma gotova. Dokazano je namreč, da trakasta struktura v jeklu zelo škodljivo vpliva na sposobnost jekla za hladno preoblikovanje. Lahko imamo torej slabo preoblikovalnost kljub temu, da ima jeklo zadovoljivo kontrakcijo<sup>1</sup>.

Med različnimi načini preiskav v praksi nudi preiskava strukture veliko pomoč pri ocenjevanju sposobnosti jekla za hladno oblikovanje<sup>2</sup>.

Pri jeklih, ki so namenjena za hladno preoblikovanje, je zelo važna oblika in razporeditev perlita. Lamelarni perlit in trakasta struktura zelo poslabšata sposobnost jekla za hladno preoblikovanje.

Med deležem krogličnega perlita v jeklu in kontrakcijo obstaja medsebojna odvisnost. V primeru, ko je perlit pretežno v kroglični obliki, dobimo tudi zadovoljivo kontrakcijo.

Pri jeklih, ki so namenjena za hladno preoblikovanje moramo s pravilno normalizacijo odpraviti trakasto strukturo in s pravilno izbiro žarjenja pretvoriti večino lamelarnega perlita v kroglični perlit.

### PREISKAVA VPLIVA MIKROSTRUKTURE NA SPOSOBNOST JEKLA ZA HLADNO PREOBLIKOVANJE

V ta namen je bilo izdelanih na elektro obločni peči 9 talin in sicer po tri taline jekla Č.1331 (1, 2, 3), tri taline jekla Č.1531 (4, 5, 6) in tri taline jekla Č.4131 (7, 8, 9). Jekla so tako izbrana, da smo lahko preizkusili jekla z nizkim in srednjim ogljikom ter nizkolegirana jekla.

Kemijska sestava preizkušanih talin je podana v tabeli 1.

Ingote smo prevajali na palice  $\varnothing 30$  mm in  $\varnothing 18$  mm ter iz teh palic izdelali vzorce za preiskavo.

Tabela 1

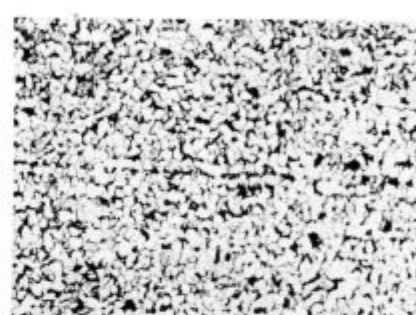
Talina	Vrsta jekla	Kemijska sestava v %							
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
1	Č.1331	0,20	0,15	0,50	0,015	0,018	0,016	0,05	0,16
2		0,21	0,26	0,44	0,019	0,015	0,7	0,08	0,25
3		0,17	0,13	0,44	0,016	0,023	0,10	0,04	0,15
4	Č.1531	0,47	0,25	0,68	0,017	0,031	0,17	0,07	0,19
5		0,42	0,22	0,64	0,016	0,028	0,025	0,05	0,18
6		0,43	0,23	0,64	0,019	0,029	0,19	0,04	0,20
7	Č.4131	0,38	0,28	0,70	0,026	0,027	1,11	0,11	0,19
8		0,38	0,29	0,77	0,016	0,024	1,18	0,15	0,20
9		0,40	0,27	0,76	0,022	0,016	1,01	0,07	0,24



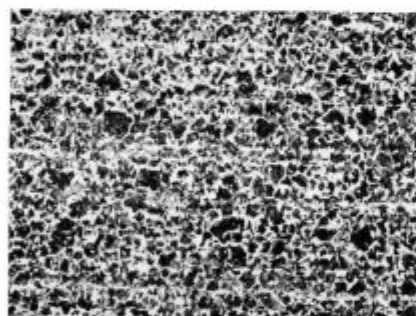
a) talina 1 × 100



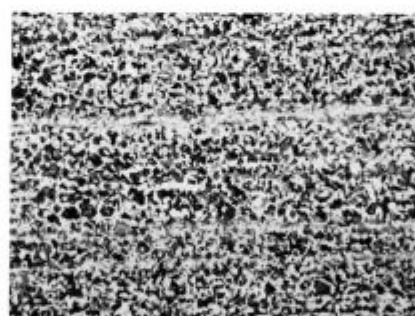
a) talina 4 × 100



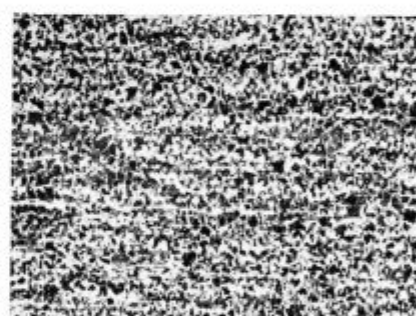
a) talina 7 × 100



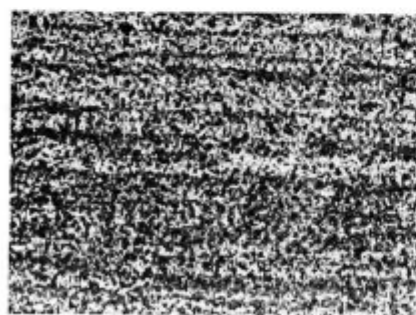
b) talina 2 × 100



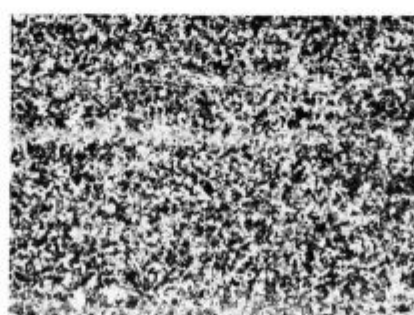
b) talina 5 × 100



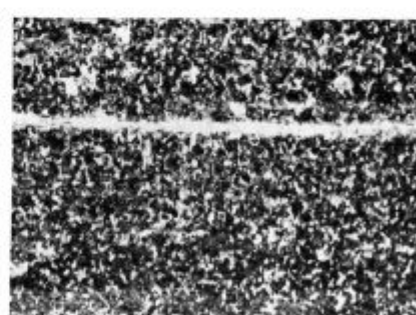
b) talina 8 × 100



c) talina 3 × 100



c) talina 6 × 100



c) talina 9 × 100

Slika 1  
Trakasta struktura v jeklu Č.1331

Slika 2  
Trakasta struktura v jeklu Č.1531

Slika 3  
Trakasta struktura v jeklu Č.4131

Pri metalografskem pregledu palic v valjanem stanju smo ugotovili pri vseh talinah trakasto strukturo. Ta je bila izražena v najmilejši obliki pri jeklih Č.1331, zelo močno pa pri jeklih Č.4131. Primeri trakaste strukture so podani na slikah 1—3. Pri metalografskem pregledu teh palic smo tudi ugotovili, da je v vseh talinah perlit pretežno v lamelarni obliki.

Vzorci, izrezane iz palic jekla Č.1531 (talina 4 in 6), smo žarili v temperaturnem območju 630 do 850° C, da bi ugotovili, pri katerih temperaturah dobimo največ krogličnega perlita. Žarili smo 3 ure na temperaturi, nato ohladili v peči do 500° C in nato nadalje na zraku. Največ krogličnega perlita smo dobili pri temperaturah žarjenja 680 in 700° C. Vsebnost krogličnega perlita je bila pri vzorcih, žarjenih na 680 in 700° C, ca. 50 %. Kot vidimo, to žarjenje ni dalo željenega učinka.

Iz vseh vzorcev, ki so bili žarjeni v območju temperatur 630—850° C, smo izdelali krčilne probe, ki smo jih nato krčili v hladnem stanju. Preizkus krčenja (na 1/3 višine) je izdržalo samo 39 % prob in še to večinoma tiste, ki so bile žarjene pri temperaturah 680 in 700° C.

Da bi ugotovili vpliv trakaste strukture na sposobnost jekla za hladno preoblikovanje smo primerjali med seboj rezultate krčenja vzorcev, ki so bili samo žarjeni, in vzorcev, ki so bili pred žarjenjem še normalizirani.

Primerjava strukture vzorcev, ki so samo žarjeni, in tistih, ki so bili pred žarjenjem normalizirani,

nam kaže koristen vpliv normalizacije na odpravo trakaste strukture, posebno pri jeklih Č.1331 in Č.1531.

Primerjava deleža krogličnega perlita, trakaste strukture in krčenja je podana v tabeli 2.

Iz tabele 2 vidimo, da so krčilne probe dobre v primeru, ko odpravimo trakasto strukturo in ko dobimo perlit pretežno v kroglični obliki.

Metalografski pregledi so pokazali, da je temperatura normalizacije prenizka in čas držanja na tej temperaturi nekoliko prekratek. To velja tudi za temperaturo in čas žarjenja.

Vzorci smo normalizirali pri različnih temperaturah in različnih časih, da bi odpravili trakasto strukturo. V tabeli 3 so podani rezultati te preiskave.

Kot je razvidno iz tabele 3, smo trakasto strukturo popolnoma odpravili pri jeklih Č.1331 in Č.1531, medtem ko je pri jeklu Č.4131 ostala samo še rahlo izražena trakasta struktura.

Vzorci jekla Č.1331 normalizirane (900° C — 4 ure — zrak) in vzorcev jekel Č.1531 in Č.4131 normalizirane (870° C — 5 ur — zrak) smo žarili v območju temperatur 600 — 760° C. Vzorci so bili 5 ur na temperaturi žarjenja in nato ohlajani v peči.

Preizkusili smo tudi vpliv hitrosti ohlajevanja s temperature normalizacije na ta način, da smo vzorce jekel Č.1531 in Č.4131 s temperature 870° C (5 ur) ohladili v vodi. Tako ohlajene vzorce smo tudi žarili z ostalimi vzorci v območju temperatur 600 — 760° C.

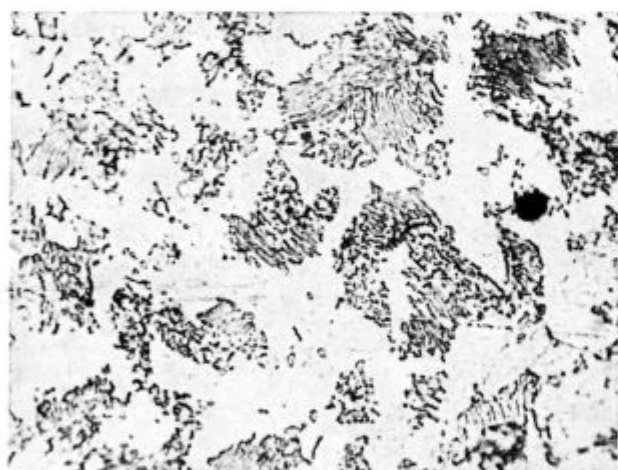
Tabela 2

Talina	Vrsta jekla	Toplotna obdelava	Trakasta struktura	Oblika perlita	Krčilne probe
1	Č.1331	Žarjenje 680° C (4 ure)	Ostanki trakavosti	Pretežno kroglični	Slabe
2			Ostanki trakavosti	Pretežno kroglični	Slabe
3			Ostanki trakavosti	Pretežno kroglični	Slabe
1	Č.1331	Normalizacija 880° C (3 ure) Žarjenje 680° C (4 ure)	Ni trakavosti	Pretežno kroglični	Dobre
2			Ni trakavosti	Pretežno kroglični	Dobre
3			Ni trakavosti	Pretežno kroglični	Dobre
4	Č.1531	Žarjenje 680° C (4 ure)	Trakasta struktura	Pretežno lamelarni	Slabe
5			Trakasta struktura	Pretežno lamelarni	Slabe
6			Trakasta struktura	Pretežno lamelarni	Slabe
4	Č.1531	Normalizacija 865° C (3 ure) Žarjenje 680° C (4 ure)	Rahla trakavost	Pretežno lamelarni	Slabe
5			Rahla trakavost	Pretežno lamelarni	Slabe
6			Rahla trakavost	Pretežno lamelarni	Slabe
7	Č.4131	Žarjenje 680° C (4 ure)	Trakasta struktura	Lamelarni + kroglični	Slabe
8			Trakasta struktura	Lamelarni + kroglični	Slabe
9			Trakasta struktura	Lamelarni + kroglični	Slabe
7	Č.4131	Normalizacija 865° C (3 ure) Žarjenje 680° C (4 ure)	Trakasta struktura	Lamelarni + kroglični	Slabe
8			Trakasta struktura	Lamelarni + kroglični	Slabe
9			Trakasta struktura	Lamelarni + kroglični	Slabe

Tabela 3

Vrsta jekla	Normalizacija		Trakasta struktura
	Temperatura ogrevanja °C	Cas ogrevanja ure	
Č.1331	900	4	Ni trakavosti
		6	Ni trakavosti
Č.1531	870	5	Ni trakavosti
	880	4	Ni trakavosti
	880	6	Ni trakavosti
Č.4131	870	5	Rahla trakavost
	870	7	Zelo rahla trakavost
	880	4	Zelo rahla trakavost
	880	6	Zelo rahla trakavost

Najbolj ugodno razporeditev krogličnega perlita smo dobili v območju temperatur 680 — 720° C, kjer je pretežni del perlita v kroglični obliki. Največji del krogličnega perlita smo dobili pri vzorcih, ki so bili ohlajeni v vodi. Nekatere strukture, ki smo jih dobili v območju temperatur žarjenja 680 — 720° C so podane na slikah 4 — 8 za jeklo Č.1531 in na slikah 9 — 10 za jeklo Č.4131.

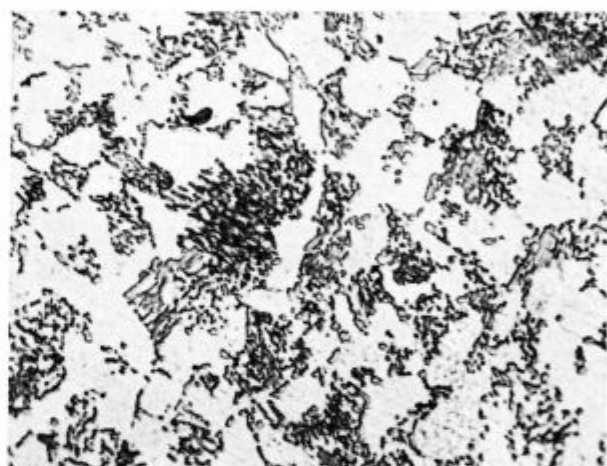


Slika 4  
850-krat, Č.1531

Normalizacija 870° C (5 ur) — zrak  
Žarjenje 680° C (5 ur)

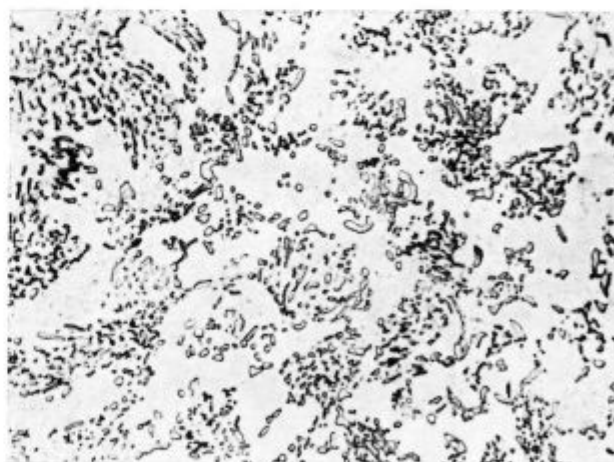
Na diagramu slike 11 je podana odvisnost deleža krogličnega perlita od temperature žarjenja pri različno toplotno obdelanih vzorcih (za Č.1531). Primerjali smo vzorce, ki pred žarjenjem niso bili toplotno obdelani, z vzorci, ki so bili normalizirani na zraku in vzorci, ki so bili ohlajeni v vodi. Iz diagrama (slika 11) vidimo, da je pri vzorcih, ki so bili ohlajeni v vodi skoraj ves perlit v kroglični obliki.

Na diagramu slike 12 je prikazan vpliv temperature žarjenja ter toplotne obdelave pred žarje-



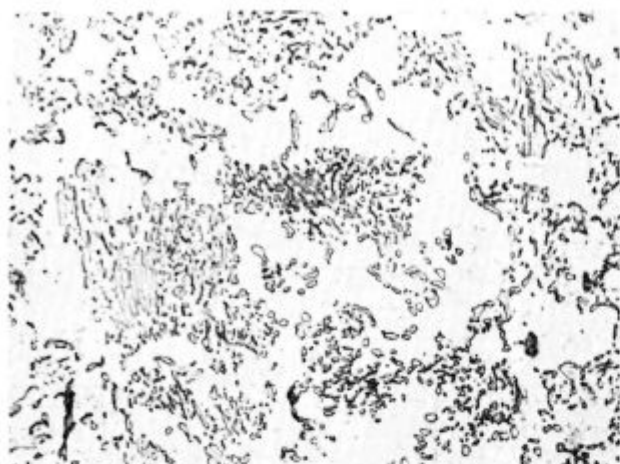
Slika 5  
850-krat, Č.1531

Normalizacija 870° C (5 ur) — zrak  
Žarjenje 700° C (5 ur)



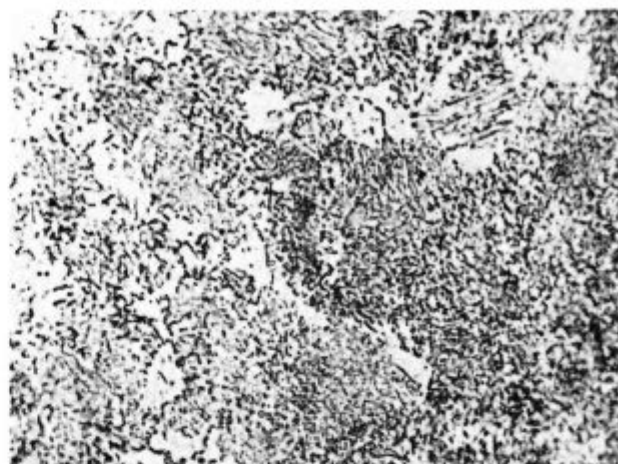
Slika 6  
850-krat, Č.1531

Normalizacija 870° C (5 ur) — zrak  
Žarjenje 710° C (5 ur)



Slika 7  
850-krat, Č.1531

Normalizacija 870° C (5 ur) — zrak  
Žarjenje 720° C (5 ur)



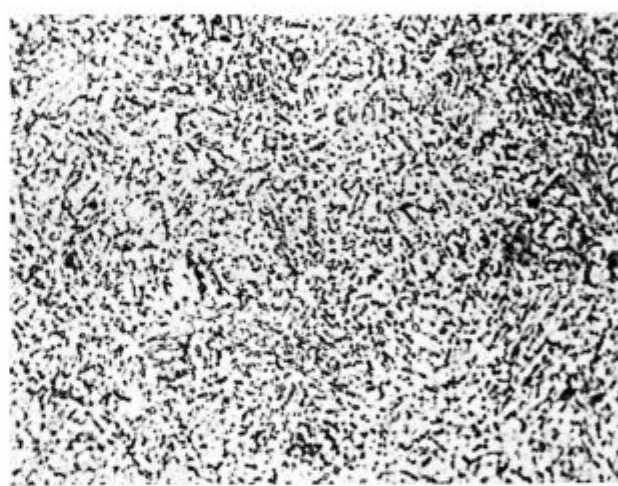
Slika 9  
850-krat, Č.4131

Normalizacija 870° C (5 ur) — zrak  
Žarjenje 700° C (5 ur)



Slika 8  
850-krat, Č.1531

Kaljenje 870° C (5 ur) — voda  
Visoko popuščanje 720° C (5 ur)



Slika 10  
850-krat, Č.4131

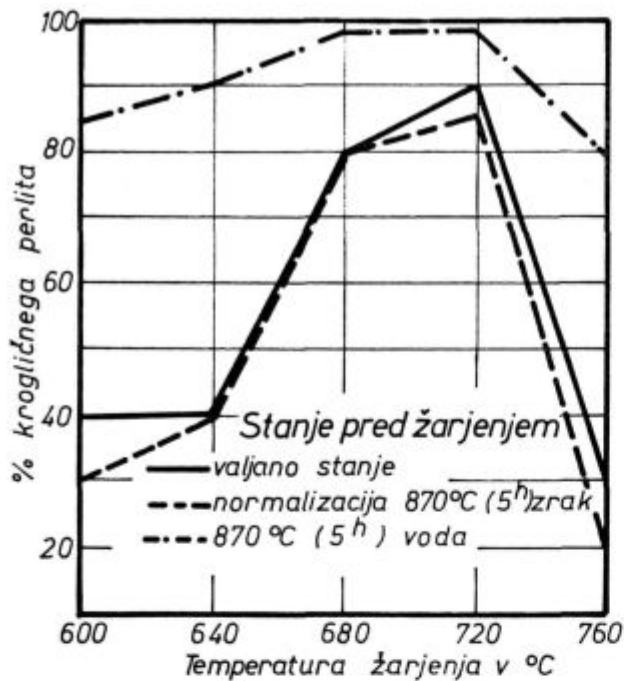
Kaljenje 870° C (5 ur) — voda  
Visoko popuščanje 680° C

njem in s tem posredno vpliv deleža krogličnega perlita na kontrakcijo pri jeklu Č.1531. Tudi kontrakcije so največje pri vzorcih, ki so bili s temperature normalizacije ohlajeni v vodi. Iz diagrama (slika 12) tudi vidimo, da v območju temperatur žarjenja 680 — 720° C, v katerem dobimo največji delež krogličnega perlita, ni bistvene razlike med kontrakcijami vzorcev, ki so bili samo žarjeni in tistimi, ki so bili pred žarjenjem še normalizirani. Vidimo torej, da trakasta struktura ne kaže bistvenega vpliva na kontrakcijo. Isto smo opazili tudi pri jeklu Č.4131, kjer so bile kontrakcije samo žarjenih vzorcev višje od tistih, ki smo jih dosegli pri vzorcih, ki so bili normalizirani in žarjeni.

Primerjava rezultatov krčenja in struktur, dobljenih pri temperaturah žarjenja 680°C in 700° C, je podana v tabeli 4.

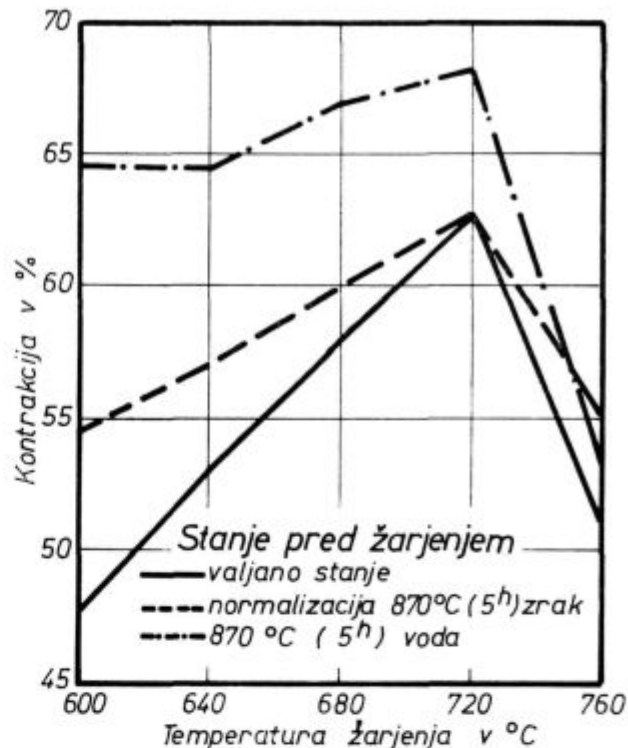
Kot vidimo iz tabele 4, so bile krčilne probe vse dobre (slika 13), razen pri talini 6, kjer je bilo pri krčenju nekaj vzorcev slabih, vendar ne zaradi strukture, ampak zaradi napak na površini, nastalih pri valjanju (zavaljanje). Primer teh krčilnih prob je podan na sliki 14. Krčilne probe, izdelane iz vzorcev, ki so bili s temperature normalizacije ohlajeni v vodi in nato žarjeni, so bile dobre pri jeklu Č.1531, medtem ko so pri jeklu Č.4131 nekatere popokale in to v glavnem zaradi površinskih napak, ki so se pri ohlajevanju v vodi zaradi napetosti še povečale.

Primerjava rezultatov preizkusa krčenja v hladnem stanju in strukture kaže, da je sposobnost jekla za hladno preoblikovanje precej odvisna od strukture jekla in seveda tudi od površine valjanih palic.



Slika 11

Vpliv temperature žarjenja na delež krogličnega perlita v jeklu Č.1531

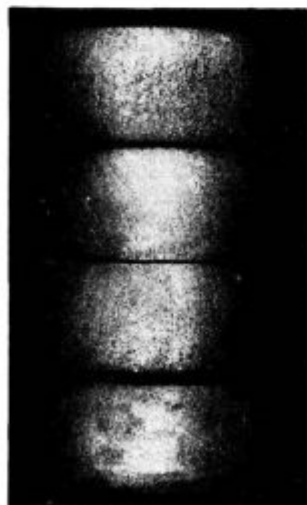


Slika 12

Vpliv različne toplotne obdelave na kontrakcijo pri jeklu Č.1531

Tabela 4

Talina	Trakasta struktura	Oblika perlita	Krčilne probe
1	ni	Pretežno kroglični	Dobre
2	ni	Pretežno kroglični	Dobre
3	ni	Pretežno kroglični	Dobre
4	ni	Pretežno kroglični	Dobre
5	ni	Pretežno kroglični	Dobre
6	ni	Pretežno kroglični	Slabe
7	Zelo rahla trakavost	Pretežno kroglični	Dobre
8	Zelo rahla trakavost	Pretežno kroglični	Dobre
9	Zelo rahla trakavost	Pretežno kroglični	Dobre



Slika 13

Krčilne probe — dobre



Slika 14

Porušitev krčilnih prob zaradi napak na površini



## ZAKLJUČEK

Preiskava kaže, da ima struktura jekla velik vpliv na sposobnost jekla za hladno preoblikovanje. Jeklo, pri katerem s pravilnim režimom toplotne obdelave odpravimo trakasto strukturo in dobimo perlit pretežno v kroglični obliki, ne povzroča težav pri hladnem preoblikovanju, seveda v kolikor je površina vzorcev brez napak.

Ugodno strukturo dosežemo s pravilno toplotno obdelavo, ki obsega normalizacijo, s katero odpravimo trakasto strukturo in žarjenje, s katerim dosežemo ugodno količino in razporeditev krogličnega perlita.

Pri normalizaciji je potrebno, da so vzorci dovolj dolgo na temperaturi, ker je normalizacija le v tem primeru učinkovita.

Najbolj ugodno razporeditev krogličnega perlita smo dosegli v območju temperatur žarjenja 680 do

720° C s pripombo, da je nad temperaturo 720° C perlit zopet pretežno v lamelarni obliki.

Kontraktacija je visoka tudi v primeru, ko je v jeklu prisotna trakasta struktura. Zato kontraktacija ne more biti popolnoma objektivni, predvsem pa ne edini kriterij za ocenjevanje sposobnosti jekla za hladno preoblikovanje.

## Literatura

1. Peltzer O., Stahl und Eisen 1944, str. 442/45
2. Billigmann J., Untersuchungen über die Kennzeichnung des Formänderungsvermögens von Kaltstauchstählen, Stahl und Eisen 16 1951, str. 826
3. Billigmann J., Draht 1 1950, str. 29/34
4. Diergarten H., Gefügerichtreihen im Dienste der Werkstoffprüfung, Berlin 1940

## ZUSAMMENFASSUNG

Bei den Stählen welche für die Kaltverformung bestimmt sind treten oftmals grosse Schwierigkeiten auf.

Die Kaltverformung der Stähle wird von verschiedenen Faktoren beeinflusst. Wir versuchten bei diesen Untersuchungen den Einfluss von einem dieser Faktoren des Gefüges, festzustellen.

Das Bericht behandelt den Einfluss des Zeilengefüges und des Anteils an kugelförmigen Perlit auf die Fähigkeit der Stähle, für die Kaltverformung. Die Untersuchungen zeigten, dass der Einfluss des Zeilengefüges und der Anteil des Kugeligensperlits auf die Kaltverformbarkeit ganz gross ist. Der Stahl wird kaltverformbar, wenn das Zeilengefüge abgeschafft ist und wenn der Perlit überwiegend in

kugelliger Form auftritt. Wenn auch der Perlit überwiegend in eine kugelige Form übergeht, das Zeilengefüge aber noch bestehen bleibt, so ist der Stahl noch nicht kaltverformbar. Das Zeilengefüge und der Anteil an kugeligem Perlit sind eng miteinander verbunden und gemeinsam beeinflussen die Kaltverformbarkeit.

Die Einschnürung ist stark abhängig von dem Anteil des kugeligen Perlits im Stahl.

Das Zeilengefüge zeigt keinen wesentlichen Einfluss auf die Einschnürung. Die Einschnürung ist demnach kein objektives Kriterium für die Beurteilung der Kaltverformbarkeit eines Stahles.

## SUMMARY

Great troubles often appear with steels for cold working. Many factors influence steel cold workability. In our investigations influence of one of those factors — of the structure was analyzed. The paper deals with the influence of banded structure and of spherical pearlite portion on the steel cold workability. Investigations show that banded structure and spherical pearlite portion have great influence on the steel cold workability. Steel is coldly workable when banded structure is eliminated and when majority of pearlite is in spherical form, at the same time. When majority of pearlite is already in spherical

form, but banded structure is still present, the steel cold workability is still bad. The banded structure and spherical pearlite content are closely related and they influence in common the steel cold workability.

Reduction depends upon the spherical pearlite portion in steel, banded structure does not show any essential influence on reduction.

Reduction, therefore, is not completely impartial criterion for estimation of the steel cold workability.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При стали назначенной для холодной деформации появляются часто большие затруднения. На способность холодной деформации имеет влияние целый низ фактов. Цель описаного исследования была определить влияние одного из фактов т. е. структуры. Поэтому рассмотрено влияние полосовой структуры и присутствие шаровидного перлита на способность холодной деформации. Сталь способна для холодной деформации лишь тогда, когда отстранена полосовая структура и одновременно получен перлит преимущественно в шаровидной форме. Если же удастся получить только

шаровидный перлит а сталь все ещё содержит полосовую структуру, то эта сталь не годится для холодной деформации.

Следует, что полосовая структура и шаровидный перлит между собой в узком отношении и совместно влияют на способность холодной деформации. От содержания шаровидного перлита зависит контракция; полосовая же структура не показывает существенного влияния, на контракцию.

Следует, что контракция не достаточно объективный критерий за оценку способности холодной деформации стали.

**ŽELEZARNA RAVNE**  
**Tovarna plemenitih jekel**  
**Ravne na Koroškem**

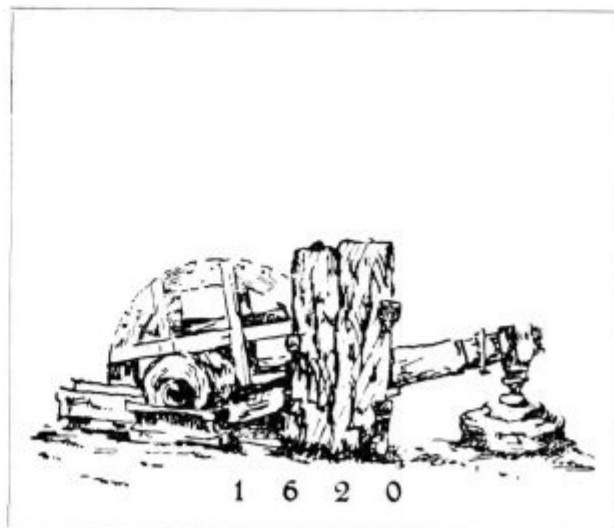


**s 350-letnimi**  
**izkušnjami izdelave žlahtnih**  
**kovin**

**Izdeluje:**

- plemenita jekla,
- ogljikova, legirana in visoko legirana jekla,
- jeklene ulitke,
- valjane profile,
- odkovke in kovane palice,
- brzorezno orodje,
- pnevmatsko orodje,
- industrijske nože,
- valje za hladno valjanje kovin,
- valje za toplo valjanje kovin,
- vzmeti — listnate in špiralne,
- grelno žico

Opravljamo usluge za termično in mehansko obdelavo. Dajemo informacije in navodila za obdelavo, predelavo, termično obdelavo in uporabo naših jekel.



## K problemu ločenja feromagnetnih materialov po sestavi in trdoti s pomočjo neporušenih metod ter magnetne strukturne analize

V članku so opisane sodobne metode ločenja materialov po sestavi in po termični obdelavi. Metode so prirejene za delno ali popolno avtomatizacijo predvsem za feromagnetne materiale. Metode, ki uporabljajo vrtinčaste tokove, so danes najbolj običajne in tudi razvoj novih naprav teži za izpopolnitvijo elektromagnetnih metod. Opisani so trije načini vrednotenja rezultatov, dobljenih z neporušnimi meritvami magnetnih parametrov predvsem relativne permeabilnosti. Ločilnost posameznih efektov, kot so permeabilnost, prevodnost, dimenzija in prave napake, je močno odvisna od frekvence, s katero preizkus vršimo. Pri ločenju posameznih jekel med seboj igra največjo vlogo relativna permeabilnost. Tega efekta pa ni mogoče ločiti od efekta dimenzije, zato je pretiran elektronski komfort nepotreben ter smo se omejili na izgradnjo domačega tipa magnetoskopa, v katerem smo skušali združiti visoko občutljivost in nizko nabavno ceno pod predpostavko, da je material, ki ga preiskujemo, v določenih mejah enakomeren. Vse opisane naprave dokazujejo, da razvoj še daleč ni končan, od prakse pa pričakujemo, da bo potrdila in izpopolnila posamezne metode do industrijsko uporabnih enot, ki bodo lahko v celoti služile avtomatizaciji kontrole predvsem termični obdelavi in, ki jih bo mogoče nabavljati na domačem trgu.

Zamešanje materialov je vsakodnevni problem tako pri producentu — v železarni — kot pri potrošniku ali na skladišču.

Celo pri skrajnem redu i disciplini more priti do zamenjav, saj je možnosti nešteto tako pri proizvodnji kot pri uporabi. Zamenjave povzročajo morda največ glavobola, ker jih dostikrat ne najdemo pravočasno, temveč običajno šele v končni fazi obdelave ali celo šele v uporabi.

Zamenjan material skušamo ločiti na najrazličnejše načine. Zaželen je pa tak način, ki je poceni, hiter in neporušen, pri tem pa zanesljiv. Univerzalnega načina ni. Najbolj sigurne rezultate nam da vsekakor kemijska analiza. Ta pa je predvsem porušna metoda in običajno dolgotrajna ter draga, zato se je poslužimo le kot vzorčne metode. Njčj

podobna je **stiloskopska metoda**, ki je sicer neporušna, saj s prenosnimi stiloskopi lahko napravimo analizo kar na kosu. Vendar je ta metoda le kvantitativna ali polkvantitativna in je ne moremo še sprejeti kot industrijsko zrelo metodo.

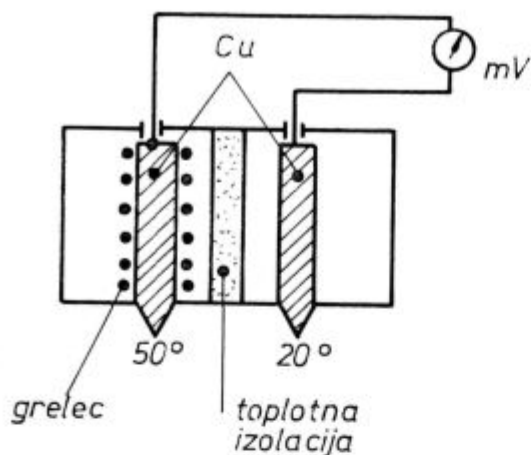
Hitre kemijske in elektrokemijske metode so tudi **tipkalne probe**. Na kovino kanemo kapljico kisline, ki kovino na površini raztopi, nato z reagenti iščemo prisotnost nekaterih elementov, npr. Ni. Po barvnem kontrastu moremo tudi približno sklepati na količino elementa, katerega smo iskali. Metoda je zelo skromnih mej in je razmeroma počasna, služi le kot pripomoček k drugim metodam.

Zelo stara metoda, ki pa je padla v pozabo, je **metoda termo dvojic**.

Eno elektrodo, npr. bakreno, držimo na določeni temperaturi, kot druga elektroda pa služi preiskovalni vzorec. Ako pritisnemo vročo elektrodo na vzorec, ki je metalno čist in prevoden, moremo izmeriti neko termo napetost, ki je karakteristična za vsak material. Takoj pa je treba pripomniti, da je efekt površinski, da je termo napetost odvisna tudi od kristalne strukture, torej od termične obdelave, segregacij, hladnih deformacij in podobnih vplivov. Termo napetosti so zelo majhne in jih moremo meriti le z občutljivimi galvanometri ali pa moramo termo napetost ojačati z občutljivimi diferencialnimi ojačevalniki. Vsekakor so termo napetosti zelo šibke in se gibljejo okoli 0,1 do 10 mV. Največji problem je držati vedno enako temperaturno razliko med hladnim in vročim spojem. Včasih si pomagamo tako, da istočasno ogrevamo dve elektrodi in držimo konstantno razliko temperature med obema, npr. 30° C, ter obe istočasno prislonimo na vzorec (slika 1).

V železarni Ravne so bili izvedeni preizkusi z bakreno elektrodo, ogreto na 50° C, temperatura vzorcev različnih jekel pa je znašala 20°. Vzorci so bile palice Ø 15 mm, meritve so bile izvedene večkrat v dveh točkah. Rezultat v tabeli 1 pod A pomeni, da je bila elektroda prislonjena na 1/3 preseka, rezultat pod B pa, da je bila elektroda prislonjena v sredi preseka. Vidimo razlike v odčitkih, ki očitno izvirajo od segregirane zone v sredini.

Čeprav so bile meritve izvedene le informativno, nam dovolijo zanimive zaključke.



Slika 1

Termosonda sestoji iz dveh bakrenih elektrod, ena je ogrevana višje kot druga. Pri kontaktu s kovino nastane dvojna termodvojica, termo napetost pa je karakteristična za posamezne kovine

Močna nihanja med rezultati A in B dajo misliti na močne segregacije, ne izključuje pa se v nekaterih primerih napaka pri merjenju, ki pa je manj verjetna, ker so bile meritve dostikrat ponavljane. Vidimo, da so proti elektrodi Cu dala negativni odklon vsa jekla razen Č. 5161, Č. 3230, Č. 4571, Č. 4230.

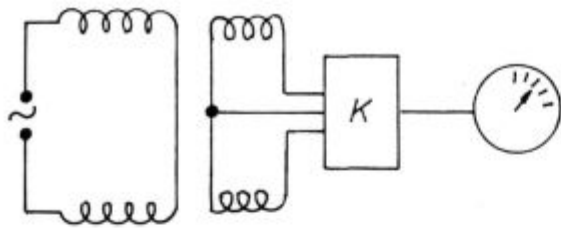
Kaže, da silicij bistveno vpliva na termo napetost, saj je v Č. 3230 (1,2 % Si), Č. 4230 (1,3 % Si), medtem ko sta Č. 4751 in Č. 4230 jekli z visoko vsebnostjo Ni. Karakteristične so tudi vrste brzo-reznega jekla Č. 7680 in Č. 6882, ki daje zelo velik negativni odklon. Poizkus je pokazal, da je metoda verjetno v določenih mejah uporabna, treba bi jo bilo še nadalje študirati in najti vplive na termo napetost. Posebno mnogo obeta pri jeklih s Si in visoko legiranih jeklih.

Najbolj priljubljena metoda je **iskrna proba**, ki je poceni, hitra in dokaj zanesljiva, saj je z dobrim iskrilcem mogoče računati na 90 % sigurnost. Žal je dobrih iskrilcev malo, pa tudi avtomatizirati te metode ni mogoče, vsaj popolnoma ne. Razen tega pa so nekatera jekla, ki jih tudi najbolj izurjen iskrilec ne more ločiti, čeprav je sestava dokaj različna. V takih primerih nam lahko mnogo pomagajo **magnetne metode**. Takih naprav je v Jugoslaviji na desetine, najrazličnejših znamk, od enostavnih do kompliciranih, od dobrih do slabih, eni se imenujejo magnetni komparatorji, drugi steel-sorterji, pa spet struktograf, magnetest itd. Pri vseh je princip približno isti, pa niti eden od njih ni prav uporaben, ako ne vemo, kaj pravzaprav merimo. Kar neverjetno je, kaj vse nam tak aparat lahko pove, tudi najenostavnejši. Žal običajno pride v roke rutinskim operaterjem, ki ne vedo drugega kot navodilo za delo z njim, to pa je daleč premalo, še več, lahko jih privede v popolno zmedo in večkrat pridejo do zaključka, da je naprava

Tabela 1

Jeklo	Cu elektroda		50° C		
	O d č i t e k				
	A		B		
Č 5161 Invar-42	+ 61	+ 61	+ 59	+ 59	
Č 1530 C-45	- 16	- 17	- 17	- 18	
Č 1220 C-15	- 15	- 17	- 16	- 18	
Č 4320 EC-80	- 26	- 27	- 27	- 29	
Č 7680 BRM-2	- 34	- 37	- 26	- 32	očitno napaka pri meritvi
Č 4751 Utop Mo-1	- 17	- 17	- 18	- 18	
Č 3230 VMS-135	+ 8	+ 8	+ 4	+ 4	možne segregacije
Č 1330 C-22	- 13	- 13	- 15	- 15	
Č 4146 OCR-4	- 11	- 12	- 18	- 12	možne segregacije
Č 6841 OW-2	- 12	- 11	- 14	- 14	
Č 6980 BRC	- 17	- 17	- 15	- 14	možne segregacije
Č 5421 ECN-200	- 15	- 13	- 14	- 15	
Č 4731 Prokron-2	- 28	- 26	- 32	- 29	možne segregacije
Č 4571 Prokron-11	+ 12	+ 11	+ 12	+ 11	
Č 4230 Per-1	+ 16	+ 14	+ 6	+ 6	močan vpliv Si in segregacije
Č 4830 VCV-150	- 13	- 13	- 17	- 15	
Č 6882 BRW-2	- 28	- 27	- 28	- 26	
Č 4150 OCR-12	- 18	- 18	- 28	- 29	
Č 3840 Merilo	- 6	- 6	- 14	- 14	možne segregacije
Č 4134 OCR-3	- 10	- 10	- 14	- 15	
Č 1941 OC-100	- 11	- 12	- 14	- 14	

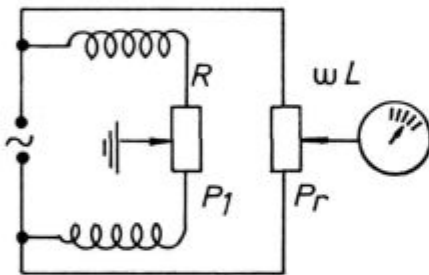
sploh neuporabna. Zato je skrajno potrebno, da si поблиže ogledamo funkcijo aparata. Najčešče primerjamo preiskovalni vzorec z znanim v moštični metodi (slika 2).



Slika 2 a

Shema impedančnega mostu z dvema paroma tuljav.  
K — kompenzator ravnotežja

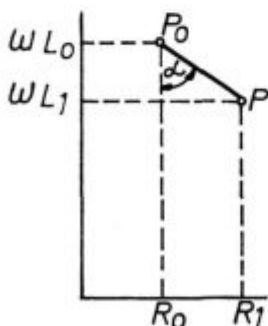
Na sliki 2 a vidimo, da nosita obe tuljavi po eno primarno in eno sekundarno navitje. Inducirana napetost  $U$  v sekundarnih navitjih je odvisna od impedance tuljav. Sekundarne tuljave so vezane v električnem protistiku in v primeru popolne enakosti impedanc je diferenčna napetost nič, ako pa se v enem od tuljavnih sistemov spremeni impedanca, se pojavi neka diferenčna napetost, ki je merilo za premik parametrov tuljav. Namesto tega stika lahko uporabimo tudi tuljave, vezane v mostu po sliki 2 b. S pomočjo potenciometra  $P_1$  izbalansiramo amplitude, s  $P_r$  pa faze obeh napetosti. Nekatere naprave se poslužujejo samo ene tuljave. V tem primeru je treba kompenzirati drugo vejo



Slika 2 b

Shema impedančnega mostu z enim parom tuljav

mosta z električnimi elementi, ki omogočajo izbalansiranje po fazi in amplitudi. Na sliki 3 je prikazan premik impedančne točke  $p$  v Gaussovi ravnini, ako se spremeni vložek v eni od tuljav. Spremenita se obe komponenti  $R$  in  $\omega L$  in skladno s tem tudi napetosti  $U$ -realna in  $U$ -imaginarna.



Slika 3

Pomik impedančne točke  $P$ , v  $P$  je prikazan s koordinatami realne  $R$  in imaginarne  $\omega \cdot L$  komponente

Gostota magnetnega fluksa skozi feromagnetni vložek znaša:

(1)

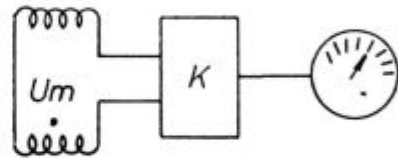
$$B = B_0 + J$$

$B_0$  . . . gostota magnetnega fluksa v prazni tuljavi

$J$  . . . magnetiziranje probe

Ker sta vezani obe tuljavi v protistiku,  $B_0$  kompenziramo in merimo samo razliko  $I$ , ki nas zanima.

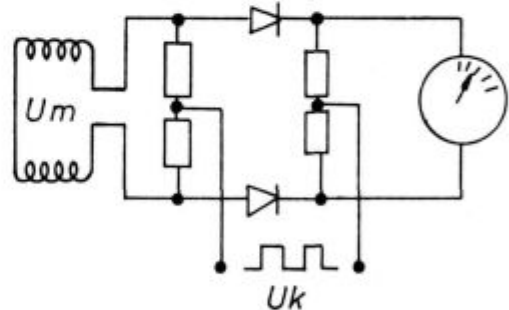
Načini prikazovanja rezultatov so dokaj različni. Najenostavnejši je kazalni instrument — **cevni voltmeter**, ki izmeri diferenčno napetost ne glede na fazo samo po amplitudi. Taka naprava je najcenejša, vendar nam ne da vseh podatkov, katere metoda odkriva. Ako namreč diferenčna napetost spremeni fazno lego, kar je često primer, ali če nastopijo še višje harmonične, jih enostavni cevni voltmeter ne zazna. Te pa morejo biti večkrat edini parameter, ki omogoča ločenje dveh materialov, posebno pri višjih magnetnih poljih. Najenostavnejša izvedba je prikazana na sliki 4.



Slika 4

Najenostavnejši je cevni voltmeter brez faze detekcije samo z amplitudno kompenzacijo

Več podatkov nam da **fazno občutljivi voltmeter**, kot je prikazan na sliki 5.



Slika 5

Fazno občutljivi detektor omogoča eliminiranje nezaželenih efektov,  $U_k$  je pomožna napetost, ki odpira ventila (diode), to napetost lahko v fazi pomikamo

Merjena napetost  $U_m$  krmili kazalni instrument tako, kot mu dovoli korekcijska napetost  $U_k$ , ki odpira usmerniške diode.

Ako pomaknemo fazo med krmilno in merjeno napetostjo, lahko poljubno izbiramo posamezne efekte, npr. sprememba  $\mu_r$  in sprememba  $\sigma$  (prevodnosti) si ležita v določenem kotu, pomaknjeni med seboj. S pomikanjem faze moremo popolnoma kompenzirati enega od efektov. Maksimalni

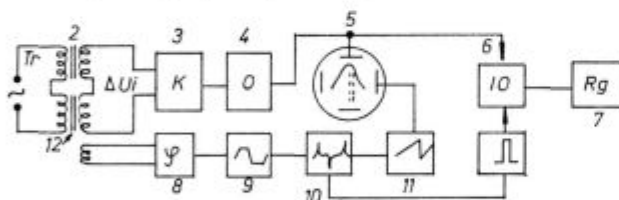
odklon pokaže instrument, če sta obe napetosti brez faznega pomika ali pomaknjeni za  $180^\circ$ . Če sta pomaknjeni druga proti drugi za  $90^\circ$  ali  $270^\circ$ , instrument ne da nobenega odklona. Npr. ne želimo, da instrument pokaže spremembe debeline preiskovanega vzorca v tuljavi, temveč samo spremembe prevodnosti (razpoke). V tem primeru pomaknemo krmilno napetost za  $90^\circ$  v fazo z merjeno napetostjo, ki nastaja iz čiste spremembe dimenzije. Aparat je sedaj »gluh« za dimenzijske spremembe, vse druge pa, ki pridejo izven faze pokaže. Avtomatizacija take naprave je mogoča le tako, da uporabimo hitri zrcalni galvanometer, ki je dobro dušen in na zaslon postavimo fotocelico na določeni oddaljenosti od »0«. Pri ločenju feromagnetnih jekel tak aparat nima posebnih prednosti pred enostavnim brez fazne občutljivosti, kvečjemu to, da lahko ločimo med bolj trdim ali bolj mehkim vzorcem, ker se v enem primeru kazalec odkloni v eno, drugič pa v drugo stran.

Se več podatkov nam da katodna cev kot indikator merjene napetosti, ker nam istočasno pokaže spremembe faze in amplitude merjene napetosti. Uporabiti jo moremo na tri načine. Merjeni signal je prikazan:

- časovno linearno,
- eliptično,
- točkasto v Gaussovi ravnini.

#### a) Časovno linearno prikazovanje

merjene napetosti uporablja vrsta naprav, med drugimi pri nas največ uporabljeni »magnatest Q« od Fa. dr. Förster, Reutlingen. Poglejmo, kako je taka naprava grajena (slika 6).

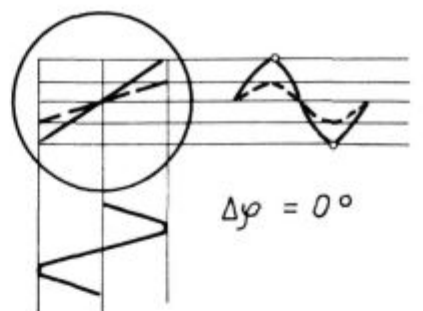


Slika 6

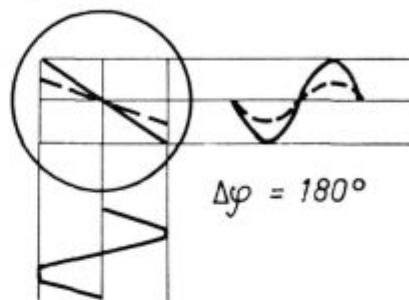
Shema magnatesta Q — z linearno časovno bazo

Vzorca 12 tičijo v tuljavah (2), ki so s primarne strani napajane iz transformatorja  $T_r$ , sekundarni tuljavi pa sta vezani v protistiku. Popolnoma jih kompenziramo s kompenzatorjem (3) in signal vodimo preko ojačala (4) na katodno cev (5).

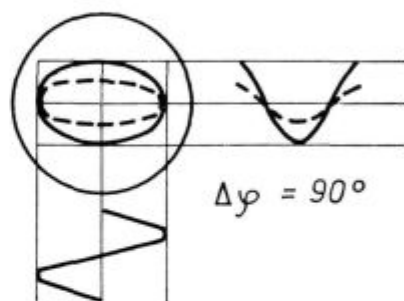
Del izmeničnega signala iz transformatorja uporabimo za generiranje odklona časovne baze, tako da ga preko faznega pomikača (8) v cliperju (9) spremenimo v pravokotni impulz, ki ga diferenciramo v diferenciatorju (10). Pozitivni impulz uporabimo za start časovne baze (11), negativni impulz, ki je vedno točno v sredini, pa odpira sicer vedno zaprti impulzni ojačevalca (6), ki spusti merjeni signal je zelo kratek čas skozi. Ta čas delovanja ojačevalca traja le  $10^{-4}$  sek. in ta »elektronska špranja« stoji točno na sredini ekrana.



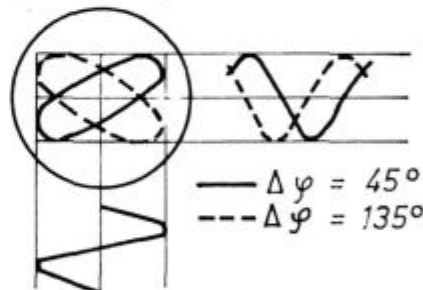
$$\Delta\varphi = 0^\circ$$



$$\Delta\varphi = 180^\circ$$

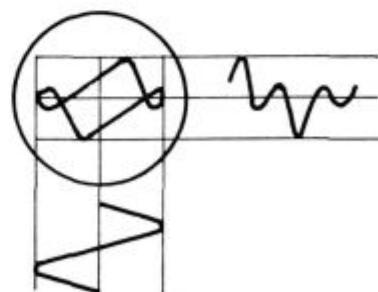


$$\Delta\varphi = 90^\circ$$



$$\text{— } \Delta\varphi = 45^\circ$$

$$\text{- - - } \Delta\varphi = 135^\circ$$



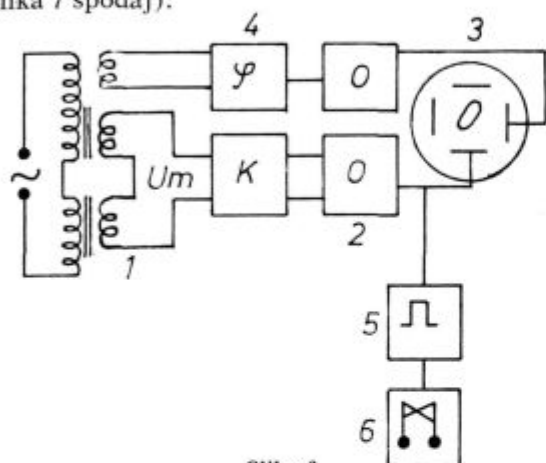
Slika 7

Prikazane so slike na ekranu KO levo po metodi elipse, desno po metodi linearne časovne baze, ako se fazni kot spreminja od  $0$  do  $135^\circ$

Spodnja slika kaže, da so nastopile poleg osnovne še višje harmonične, ki sliko močno skomplikirajo

Občutljivost ojačevalca lahko spreminjamo in tako nam je mogoče signale, ki nastopijo točno na sredini ekrana, do določene višine spustiti skozi ojačevalca in do avtomatike (7). S faznim pomikačem (8) lahko spravimo poljubni del merjene napetosti nad špranjo in tako moremo proces avtomatizirati ravno v tistem delu krivulje, ki je za ločenje materiala karakteristična. Če uporabimo frekvenco 50 Hz in širino ekrana 10 cm, potem bo špranja široka le 0,5 mm. Oglejmo si nekaj slik oscilogramov pri različnih faznih pomikih med odklonsko napetostjo in merjeno napetostjo (slika 7).

Poglejmo še, kakšen bi bil kombinirani efekt, kjer sodeluje sprememba premera  $U_D$  in sprememba prevodnosti  $U_s$  istočasno na tuljavi (slika 7 spodaj).



Slika 8

Metoda elipse omogoča opazovanje spremembe faze in amplitude

### b) Eliptična metoda

Namesto linearne časovne baze na horizontalne odklonske plošče katodne cevi vodimo sinusno napetost, katere fazno lego lahko s faznim pomikačem spreminjamo. Tako dobimo ravno črto, ako je fazni pomik med odklonsko in merjeno napetostjo 0 ali 180°. Črta je nagnjena, ako je amplituda različna, vendar ostane črta. Ko pa se spremeni faza, pa iz črte nastane bolj ali manj nagnjena elipsa, ki preide v krog pri 90° ali 270° in se zopet splošči proti 360° (glej sliko 7 b). Naprava je shematsko prikazana na sliki 8.

- 1 . . . merilne tuljave in most
- 2 . . . ojačevalnik
- 3 . . . katodna cev
- 4 . . . fazni pomikač
- 5 . . . trigger
- 6 . . . elektronika

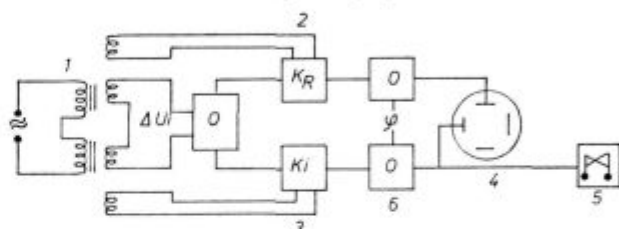
Ako ima naprava še fazni pomikač, lahko nezaželeno komponento kompenziramo, tako da odklonsko napetost pomaknemo v horizontalo z nezaželeno komponento.

Pri feromagnetikih se eliptična metoda redkeje uporablja, ker zaradi različnih permeabilnosti, ki

so odvisne od magnetilnega polja, dobimo višje harmonične, ki močno komplicirajo sliko na ekranu.

### c) Metoda točke v Gaussovi ravnini

S primernimi pomiki faze krmilne napetosti lahko razstavimo impedančno točko v obe komponenti R in L, ter vsako posebej upodobimo na katodni cevi, tako da eno komponento peljemo na horizontalni par, drugo pa na vertikalni par odklonskih plošč. Ako so vse napetosti v fazi, je točka v sredini ekrana, ako se poveča samo komponenta R, potuje točka v horizontali, ako pa se poveča komponenta  $\omega \cdot L$ , pa potuje točka v vertikali, če je sprememba kompleksna, se točka ustavi nekje med osjo x in y. Ako želimo kompenzirati nezaželeno komponento s faznim pomikačem, obrnemo celo ravnino v smer nezaželene komponente in v nasprotni smeri nastopa le merjena koristna komponenta. V to smer lahko aktiviramo še avtomatiko. Shema take naprave je prikazana na sliki 9.



Slika 9

Metoda točke omogoča pomik impedančne točke v Gaussovi ravnini

- 1 . . . tuljave in impedančni most
- 2,3 . . . kompenzacija 0° in 90°
- 4 . . . katodna cev
- 5 . . . avtomatika

### GLOBINA PRODİRANJA VRTINČASTIH TOKOV

Defekt, ki ga merimo, morajo zajeti vrtinčasti tokovi v vzorcu. Izmenično magnetno polje izriva vrtinčaste tokove tem bolj na površino, čim višja je frekvenca, sodelujeta pa tudi električna prevodnost  $\sigma$  in relativna permeabilnost  $\mu_r$ . Približno jo moremo izračunati iz formule.

$$(2) \quad \delta = \frac{500}{\sqrt{f \cdot \sigma \cdot \mu_r}} \text{ [mm]}$$

$\delta$  . . . globina prodiranja [mm]

$f$  . . . frekvenca [Hz]

$\sigma$  . . . prevodnost  $\left[ \frac{\text{m}}{\Omega \text{ mm}^2} \right]$

$\mu_r$  . . . permeabilnost [1]

Za ločenje materialov želimo zajeti čim večji presek materiala, zato delamo z nižjimi frekvenca-mi. Pri frekvenci 50 Hz prodirajo vrtinčasti tokovi v feromagnetni palici z

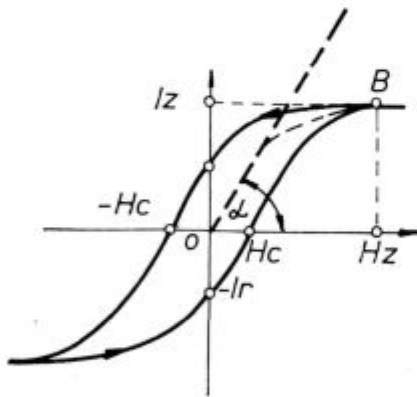
$$\sigma = 10 \left[ \frac{\text{m}}{\Omega \text{ mm}^2} \right]$$

in  $\mu_r = 100$

v globino ca. 2,3 mm. Močno razogljčena plast tedaj meritev močno popači, zato za ločenje materialov večkrat uporabimo še nižje frekvence, npr. 10 Hz, kjer naraste globina prodiranja vrtničastih tokov na 5 mm. Za kontrolo površinskih plasti npr. razogljčene ali cementacijske plasti pa uporabimo mnogo višje frekvence, npr. 1 KHz, kjer pade globina prodiranja vrtničastih tokov na 0,5 mm. Seveda pa je gostota tokov pri višjih frekvencah na površini mnogo večja kot pri nižjih frekvencah, zato bo tudi površinski efekt mnogo močnejše prikazan kot pa efekt v notranjosti vzorca. Pri feromagnetikih, kjer je relativna permeabilnost močno odvisna od jakosti magnetilnega polja, bo tedaj tudi globina prodiranja tokov različna, npr. za C-45 (Č. 1530) je  $\mu_r$  pri zelo nizkih poljih 100 in že pri 30 Oe naraste na 550 in pri 170 Oe zopet pade na 100.

### IZBOR TOKA MAGNETENJA

Za ločenje materiala predvsem uporabljamo spremembo  $\mu_r$ , ki je mnogo večja kot pa spremembe prevodnosti  $\sigma$  (pri neferomagnetnih materialih je efekt ravno nasproten, ker je  $\mu_r \approx 1$ ). Oglejmo si, kako poteka krivulja relativne permeabilnosti pri feromagnetnem vložku.

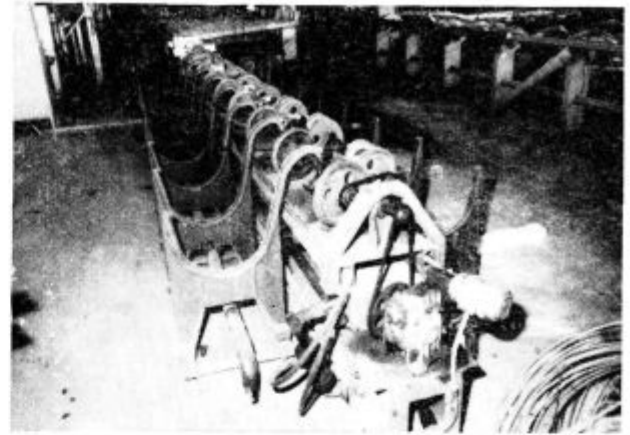


Permeabilnost je podana s kvocientom  $\frac{B}{H}$  ki je v različnih točkah histerezne zanke različna

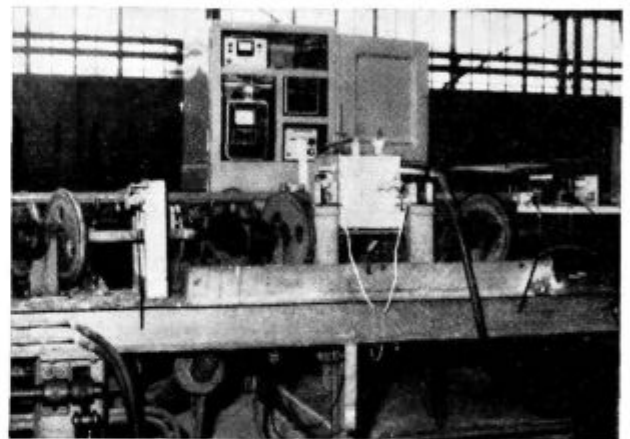
Iz histerezne zanke na sl. 10 vidimo, da je  $\mu_r$  podan s tangento na točkasto krivuljo, ki se pri visokih poljih H nagiba k horizontali.

$$(3) \quad \mu_r = \frac{B}{\mu_0 \cdot H} = \operatorname{tg} \alpha$$

Že iz te slike vidimo, da se  $\mu_r$  spreminja z jakostjo magnetnega polja. Za nekatera jekla je potek  $\mu_r$  podan na sliki 11.



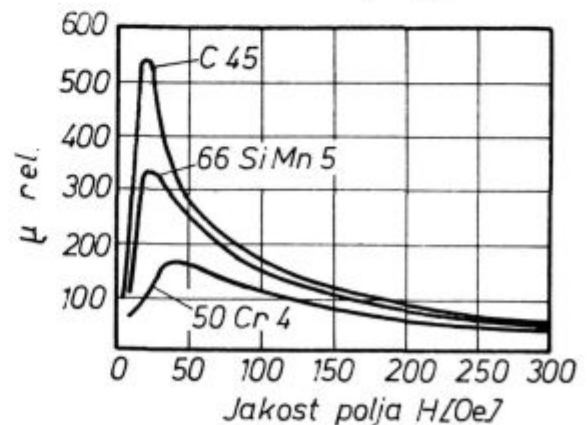
Naprava za avtomatsko ultrazvočno kontrolo palic v valjarni Zelezarne Ravne (pogonski in sortirni del)  
V napravo je vgrajen tudi magnetoskop



Naprava za avtomatsko ultrazvočno kontrolo palic v valjarni Zelezarne Ravne (operativni del)  
Magnetoskop zgoraj levo

Inducirana napetost v sekundarnih tuljavah je direktno odvisna od relativne permeabilnosti.

$$(4) \quad U_i = -\mu_r \cdot \mu_0 \cdot u^2 \cdot \frac{s}{l} \frac{dI}{dt}$$



Slika 11  
Relativna permeabilnost različnih jekel se spreminja z jakostjo magnetilnega polja



Tedaj bomo izrabili področje največje strmine krivulji  $\mu_r$ . Šele tedaj, ako sta krivulji dveh jekel popolnoma enaki (podobno C-45 in 66 SiMn 5), se poslužimo višjih magnetnih polj, kjer so razlike v  $\mu_r$  zelo občutne.

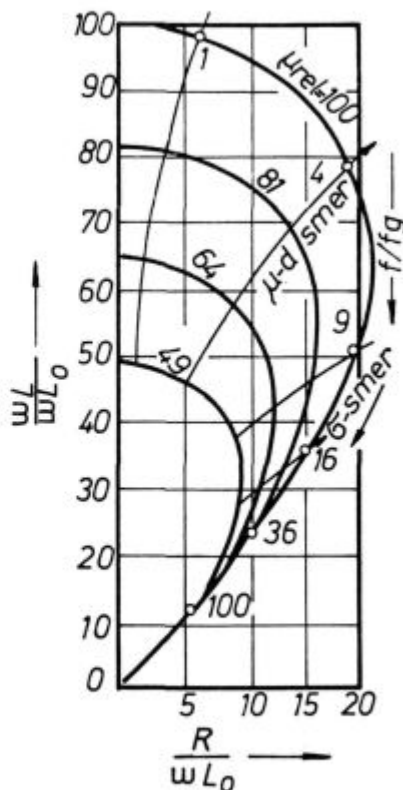
V nekaterih primerih pa se sinusna oblika krivulje popači z višjimi harmoničnimi, ki so sedaj merilo za ločljivost. Popačenje sinusne oblike nastopi vedno, kakor hitro  $\mu_r$  ni premica, maksima in minima pa nastopijo, ako krivulja  $\mu_r$  kulminira. Nasprotno pa delamo pri zelo visokih poljih po možnosti v zasičenju, ako se hočemo iznebiti efekta permeabilnosti in iščemo le spremembe prevodnosti, npr. zaradi razpok na površini. Iz histerezne krivulje tudi takoj lahko razberemo, da je hladna utrditev lahko močna motnja, saj poveča  $H_c$ , torej znižuje relativno permeabilnost, medtem ko namagnetena palica, ki magnetizem obdrži, potisne točko  $B_r$  navzgor in  $\mu_r$  se poveča. Ako torej delamo z nizkimi magnetilnimi toki, je za uspešno delo vzorce treba prej razmagnetiti. Pri avtomatizirani kontroli, kjer palice z večjo brzino potujejo skozi tuljavo, morejo lokalni magnetni poli na palici povzročiti močne električne impulze, ki aktivirajo elektroniko.

Tudi temperatura vzorca vpliva na meritev, saj se prevodnost vzorca spreminja s temperaturo. Ako nimamo  $\sigma$  komponente kompenzirane, more ogret vzorec dokaj motiti. Temperatura vzorca naj ne presega 40° C.

### LOČLJIVOST POSAMEZNIH EFEKTOV, KI VPLIVAJO NA INDUCIRANO NAPETOST V TULJAVI

Na inducirano napetost v tuljavi vplivajo razen geometrijskih parametrov tuljave in magnetilnega toka še prevodnost, relativna permeabilnost in dimenzija vzorca. Ker so parametri tuljav in magnetenja stalni, moremo torej izbirati med tremi neznankami  $\mu$ ,  $\sigma$  in  $d$  ( $d$  = premer palice). Ta problem je posebno važen, ako z metodo vrtničastih tokov iščemo razpoke na površini, tedaj se hočemo iznebiti vpliva  $\mu_r$  in  $d$ . Pri ločenju materiala, kjer pa je  $\sigma$  zanemarljivo majhen nasproti  $\mu_r$  in  $d$ , pa je ta selekcija manj važna, razen če temperatura vzorca ni bistveno različna ali če ima palica razpoke. Oboje namreč vpliva na prevodnost, posebno pri višjih frekvencah, kjer je zaradi skin efekta vpliv površine znoten. Ne da bi se spuščali v teorijo, pokažemo samo končni rezultat za feromagnetni vložek. Na sliki 12 je prikazan diagram pomikanja impedančne točke v Gaussovi ranini, ako se spreminja dimenzija  $d$ , relativna permeabilnost  $\mu_r$  in prevodnost  $\sigma$ . Iz te slike vidimo, da so največji koti med  $\sigma$  in  $\mu_r$  —  $d$  smerjo

v področju  $\frac{f}{fg}$  do 20, potem pa se ta kot vse bolj manjša.



Slika 12

Impedančna točka tuljave v izmeničnem polju je odvisna od več parametrov  $d$ ,  $\mu_r$ ,  $\sigma$  in  $f$

Prikazane so realna  $R$  in imaginarne komponente  $\omega \cdot L$  v odvisnosti od  $\mu_r$ ,  $d$ ,  $\sigma$  in  $f$

$$(5) \quad fg = \frac{\sigma \cdot \mu_r \cdot d}{5066} \text{ (Hz)}$$

Tudi razmerje  $\frac{f}{fg}$  se spreminja z  $\mu_r$ , torej tudi z jakostjo magnetnega polja.

Razen tega vidimo, da je nemogoče ločiti efekt  $\mu_r$  od  $d$ . Sprememba dimenzije vložka daje tedaj enake efekte kot sprememba relativne permeabilnosti. Nujno je torej, da držimo dimenzijo konstantno, ako želimo meriti efekt  $\mu_r$ ,  $\sigma$  pa večinoma lahko zanemarimo.

Poglejmo še enkrat primer za C-45 pri nizkih poljih z  $\mu_r = 100$  in pri 30 Oe z  $\mu_r = 550$  ter premeru palice  $\varnothing 10$  mm (1 cm). Iz enačbe 5 najdemo  $fg = 5$  pri nizkih poljih in  $fg = 1$  pri 30 Oe, ako delamo z  $f = 50$  Hz dobimo  $\frac{f}{fg} = 10$  in  $\frac{f}{fg} = 50$ .

Pri nizkih poljih je torej ločljivost še zelo dobra, pri višjih poljih pa ločljivost posameznih efektov močno pade, nekoliko odpomore večja gostota tokov v površinski plasti pri večjih  $\mu_r$ .

Za ločenje materialov po sestavi pa tudi po termični obdelavi bomo torej uporabili nizke frekvence 50 Hz ali nižje ter po možnosti nizke toke magnetenja. Površinski efekti, npr. razpoke, majh-

no razogljichenje pri nizkih frekvencah, ne bodo bistveno vplivali na meritev. Če pa delamo z visokimi frekvencami, ker nas zanima le površinska plast, bodo seveda eventualne razpoke na površini že močno vplivale, pri tem pa se jih ne da prav

dobro ločiti med seboj, saj razmerje  $\frac{f}{f_g}$  močno zraste npr. pri 1 KHz na 200 oziroma 1000.

Podobno vpliva večji presek. Za prejšnji primer vzemimo premer palice 60 mm  $\varnothing$ .

za  $f_g$  najdemo  $\frac{5066}{10 \cdot 100 \cdot 6^2} = 0,14$  in  $0,025$

$$\text{ter } \frac{f}{f_g} = \frac{50}{0,14} = 360 \text{ in } 2000$$

Pri debelejših palicah se tedaj vsi efekti močno mešajo med seboj in jih s fazno selekcijo ni mogoče več ločiti med seboj.

### VPLIV VELIKOSTI TULJAVE

Iz diagrama na sliki 12 vidimo, da se impedančna točka pri tanjših vložkih pomika proti izhodišču koordinatnega sistema, prav tako upada inducirana napetost v tuljavi in s tem občutljivost metode.

Tuljave naj se čim tesneje prilagodijo vzorcu.

Inducirana napetost je podana z enačbami.

$$(6) \quad E = E_o \cdot \eta \cdot \mu_r \cdot \mu_{ef} \cdot \text{real.}$$

$$(7) \quad E = E_o \cdot \eta \cdot \mu_r \cdot \mu_{ef} \cdot \text{imag.}$$

$$(8) \quad \eta = \left( \frac{d_1}{d} \right)^2 \cdot d \cdot \dots \text{ premer tuljave} \\ d_1 \cdot \dots \text{ premer vzorca}$$

Občutljivost torej upada s kvadratom premera palice.

### VPLIV PROSTIH KONCEV VZORCA

Prosti konec vzorca deluje razmagnetilno na vzorec, torej slabi magnetni pretok skozi probo. Permeabilnost se zmanjša za faktor razmagnetitja  $N$  na fiktivno permeabilnost  $\mu_r$ .

$$(9) \quad f = \frac{1}{\frac{1}{\mu_r} + N}$$

Natančneje povedano, permeabilnost pada v odvisnosti od dimenzij vzorca in relativne permeabilnosti vzorca. Vzorca morajo torej tičati tako daleč v tuljavi oziroma morajo biti toliko iz tuljave, da njihovi prosti konci nimajo več vpliva na meritev. Včasih pa so vzorci tako kratki, da se vplivu oblike ne moremo izogniti. V tem primeru moremo vzorce namestiti v tuljavo natančno v isti legi najbolje

s pomočjo kalupov. Pri tem seveda moramo vzeti v zakup manjšo občutljivost meritve, ki je nikakor ne moremo primerjati z meritvijo na istem materialu, ki je toliko dolg, da ga potisnemo dovolj daleč skozi tuljavo in izključimo vpliv koncev.

### IZBIRA KOMPENZACIJSKEGA VZORCA

Če vemo, za katera jekla gre, je najbolje pripraviti po dva znana vzorca istih jekel in istih dimenzij ter z regulacijskimi elementi spraviti impedančni most v ravnotežje. Sedaj vse ostale vzorce primerjamo z znanimi in v primeru različnih materialov dobimo razglasitev mosta in diferenčno napetost, katero odčitamo po eni prej naštetih metod. Začnemo pri najnižji jakosti magnetilnega toka in jo stopnjujemo do točke, kjer je ločljivost največja. Če uporabljamo enostavni, fazno neobčutljivi kazalčni instrument, se nam more zgoditi, da pri še večji jakosti toka občutljivost prične padati zaradi pojava višjih harmoničnih. Nikakor ni nujno, da je primerjalni vzorec ravno tisti, ki je v zamešani količini, je lahko tudi drugi in druge dimenzije, skrbeti pa je potrebno, da razlike niso prevelike in da se po možnosti ne pojavijo višje harmonične. Ako razpolagamo z elipsa instrumentom ali še bolje s časovno linearnim pokazovanjem napetosti, potem lažje zasledujemo potek faznih premikov in spremembe amplitud ter poiščemo s faznim pomikačem tisto mesto na ekranu, ki je najbolj karakteristično za razliko slike med dvema vzorcema. Ko najdemo primerno jakost magnetilnega toka in najprimernejši položaj slike, se lotimo serije vzorcev. Ako so palice dolge, je priporočljivo peljati celo palico skozi tuljavo, da ugotovimo eventualne razlike po dolžini, ki morejo nastopati zaradi lokalnih nehomogenosti, hladnih utrdnitev ali razogljichenj, da bi tako ocenili tudi pas razsipanja rezultatov. Če imamo na razpolago enostavni instrument, je priporočljivo z regulatorjem nekoliko razlasiti most, kajti razlika merjenih napetosti še vedno ostane, izognemo pa se nelinearnemu delu instrumenta, katerega marsikateri ima, seveda moramo potem uporabljati vedno isto tuljavo kot vzorčno tuljavo.

Največji vpliv na permeabilnost ima ogljik. Čim več je dolegiranih elementov, tem bolj se vplivi prepletajo in slika se komplicira, zato nikakor ni mogoče trditi, da je aparat uporaben za ločenje jekel, npr. po JUS ali DIN, vedno moramo upoštevati še druge faktorje, ki vplivajo na permeabilnost, npr. razogljichenje, deformacije, oblika, nehomogenosti. Tudi na prevodnost nekateri elementi znatno vplivajo. Prevodnost znižujejo Si in P, manj pa C, Cr, Mo in V, Ni skoro ne vpliva na prevodnost.

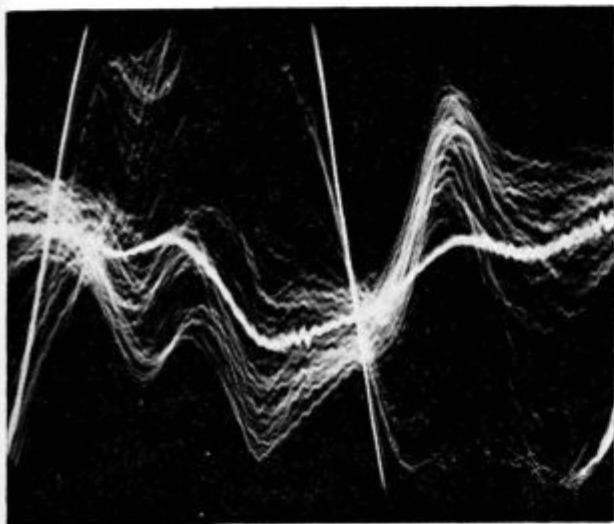
Kakorkoli že postopamo, moramo vedeti, kaj delamo in ne smemo vrteti regulatorjev na slepo. Vsaka uglasitev instrumenta velja le za določen

merilni problem. Ko začnemo preiskovati druge dimenzije ali druge vrste jekla, moramo uglaševanje znova opraviti. Vmes pa je vedno potrebno sortirane vzorce kontrolirati še z drugimi metodami, npr. iskrne probe, kemijska analiza, merjenje trdote itd.

Le na ta način bomo široke možnosti, ki jih nudi magnetna metoda vrtničastih tokov, lahko popolnoma izrabili in bodo rezultati zadovoljivi.

## DISKUSIJA PRIMEROV

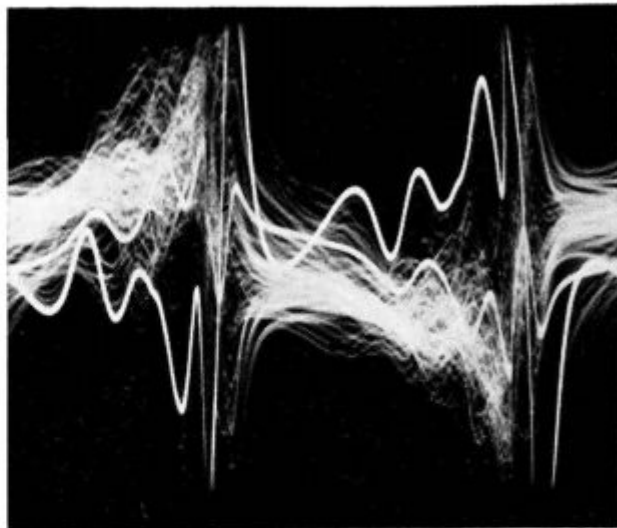
Na seriji slik 13—22 so prikazani različni efekti, ki vplivajo na popačenje osnovne sinusoide na magnetoskopu domače izdelave. Slika 13 prikazuje posnetke na ekranu katodne cevi za palico  $\varnothing 20$  mm iz jekla VCV-150 pri srednjih jakostih



Slika 13  
č 4830 (VCV 150) —  $\varnothing 20$  mm. Magnetno polje srednje jakosti

magnetnega polja. Posnetek je dobljen tako, da smo zaslonko fotoaparata odprli in skozi tuljavo vlekli palico, ki ima deloma razpoke pa tudi hladne utrditve, saj je bila vlečena. Zaradi neenakomerne trdote po dolžini palice je prišlo do različnih lokalnih utrditev. Dobro je vidna osnovna oblika sinusoide na mestu, kjer je bila palica razpokana, srednja močno poudarjena črta predstavlja lokalne utrditve, ki so po dolžini palice različne, zato najdemo na posnetku družino krivulj, ki so po amplitudi in po fazi popolnoma različne. Imajo pa približno isto stično točko, ko osnovna sinusoida preide skozi 0.

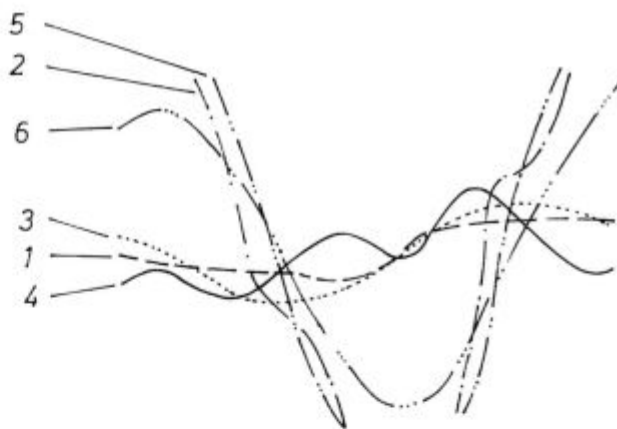
Slika 14 prikazuje isto palico v zelo močnem magnetnem polju (magnetest D). Na prehodnih točkah, kjer preide tok magnetenja skozi 0, t. j. v področju začetne permeabilnosti, so deformacije sinusoide najmočnejše v področju največjih jakosti polja. Kjer na sliki 13 sinusoida doseže svoj



Slika 14  
č 4830 (VCV 150) —  $\varnothing 20$  mm. Zelo močno magnetno polje

Kontrola toplotne obdelave in ločnje vrst jekel z domačim magnetoskopom v Železarni Ravne

vrh, so spremembe bistveno manjše. To je razumljivo, saj je pri tako visokih poljih (preko 2000 Oe) material magnetno zasičen in se obnaša kot para-



Slika 15

Slika 15 prikazuje enake posnetke kot sl. 13 in 14, ki pa so posneti na roko, tako da smo preko zaslona položili transparentni papir. Palka iste kvalitete  $\varnothing 8$ .

Krivulja

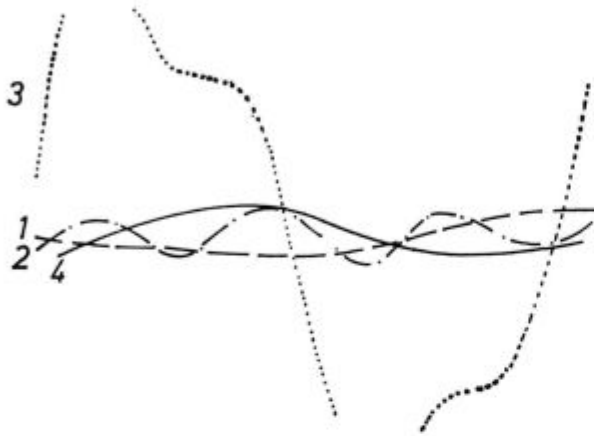
- 1 — palica brez napak, most v ravnotežju
- 2 — hladno deformirana palica, srednje visoko magnetenje. Pojavljajo se rahle deformacije sinusoide
- 3 — hladno deformirana palica, nizko magnetenje. Sinusoida je nepopačena, proti 2 pa fazno pomaknjena naprej
- 4 — palica je bila postružena na manjši premer, pojav višjih harmoničnih
- 5 — palica (nepostružena) ogreta na  $70^\circ$ .
- 6 — palica (nepostružena) ogreta na  $40^\circ$ , v obeh primerih sinusoida ostane nepopačena, amplituda raste



Slika 16

**Ista palica v visokem magnetilnem polju**

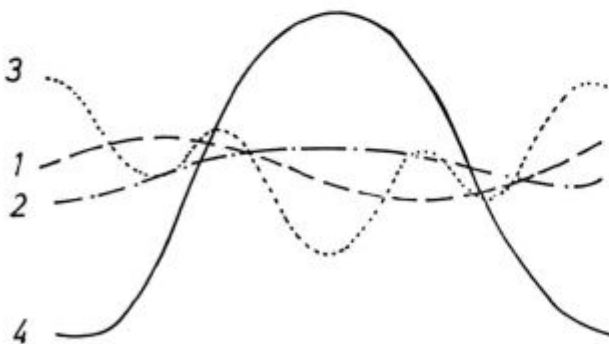
- 1 — palica brez defekta, most približno v ravnotežju
- 2 — v palico so bile izvrtane luknje na površini, kar pomeni delno zmanjšanje preseka in obnem površinsko lokalno napako. Pojavljajo se višje harmonične



Slika 17

**Palica Ø 15 iste kvalitete**

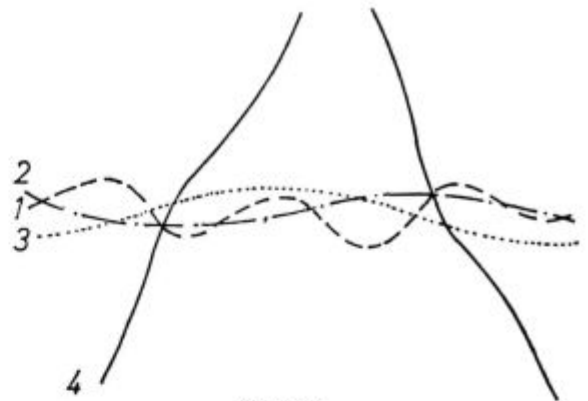
- 1 — prazne tuljave, most v ravnotežju
- 2 — palica v visokem polju, brez defektov. Pojavljajo se višje harmonične (II. harm.)
- 3 — ista palica z razpoko v visokem polju. Razen močno povečane amplitude opazimo še popačenje in fazni pomik
- 4 — ista palica z razpoko v nizkem polju. Opazimo v glavnem fazni pomik brez bistvenega povečanja amplitude



Slika 18

**Palica Ø 20, iste kvalitete**

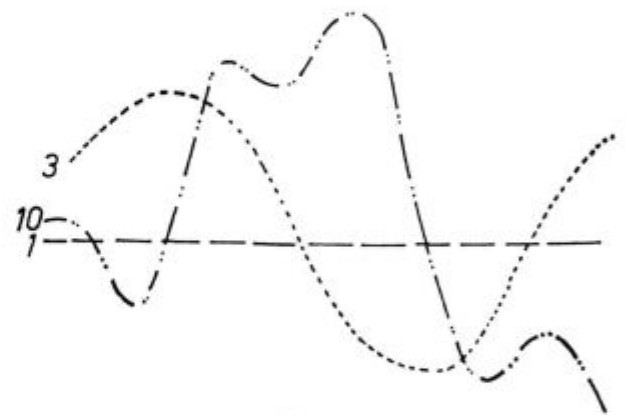
- 1 — brez defektov, nizko polje
- 2 — z razpoko, nizko polje, opazimo močan fazni premik
- 3 — brez defekta, visoko polje, pojavi se močna II. harmonična
- 4 — z razpoko, visoko polje, razen povečanja amplitude je videti še močan pomik faze



Slika 19

**Palica iste kvalitete Ø 24**

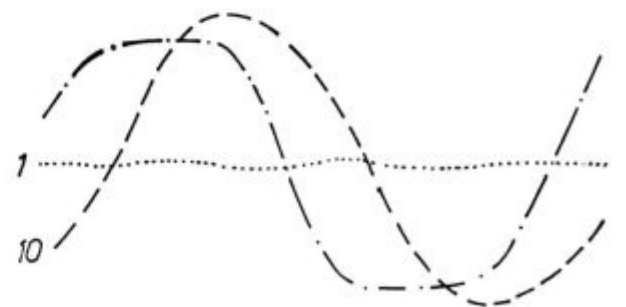
- 1 — z razpoko, visoko polje, mostu ni mogoče spraviti v ravnotežje zaradi višjih harmoničnih
  - 2 — z razpoko, nizko polje, močan pomik faze, amplituda se ne spremeni bistveno
  - 3 — brez defekta, nizko polje
  - 4 — brez defekta, visoko polje, bistveno povečanje amplitude in rahle višje harmonične
- V primeru 13 g smo most uglasili na palico z razpoko, v drugi tuljavi pa je bila zdrava palica



Slika 20

**Palica Ø 20, kvaliteta C 45**

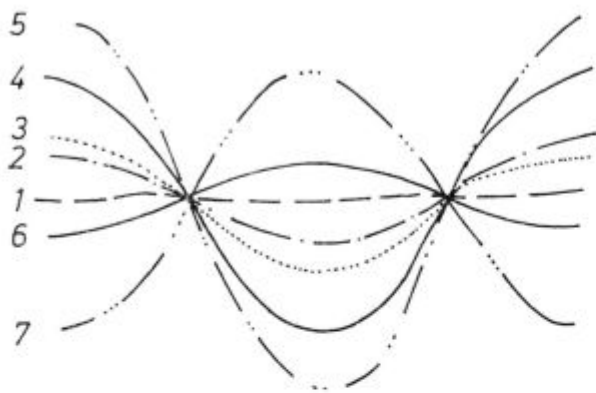
- 1 — brez defekta, most v ravnotežju
- 10 — močne preplate, visoko polje, močan premik faze proti osnovni sinusoidi, ki je prikazana črtkano, pojavljajo se višje harmonične



Slika 21

**Palica Ø 20, kvaliteta C 45**

- 1 — brez defekta, most v ravnotežju
- 2 — močne preplate, nizko polje, pojavi se fazni pomik proti osnovni sinusoidi 10 (črtkana) ter slabo vidne višje harmonične



Slika 22

Palica 22 × 22, nizko polje

- 1 — brez defekta, trdota 540 HB
- 2 — brez defekta, trdota 500 HB
- 3 — brez defekta, trdota 470 HB
- 4 — brez defekta, trdota 398 HB
- 5 — brez defekta, trdota 331 HB
- 6 — zmanjšan presek
- 7 — še bolj zmanjšan presek

magneten ( $\mu_r \rightarrow 1$ ) Eventualna popačenja izvirajo od sprememb prevodnosti  $\sigma$ , ker je premer palice  $d$  konstanten, prav tako frekvenca 50 Hz vedno enaka.

Močno poudarjena črta pomeni zopet razpoko. Vidimo, da je potek napetosti, ki se v tuljavi inducira, zelo kompliciran v eni polperiodi. Razen višjih harmoničnih opazimo tudi premik faze, maksimalna popačenja ne nastopajo v skupni stični točki, ko gre tok skozi 0, temveč nekoliko zapoznelo.

Visoka magnetilna polja uporabljamo, le kadar iščemo razpoke na palici in ne spremembe trdote ali sestave. Da bi čimbolj odpravili motече deformacije na prehodu magnetilnega toka skozi 0, palico v modernih napravah močno enosmerno predmagnetimo, tako da dosežemo praktično nasičenje in moremo delati z mnogo nižjimi izmeničnimi tokovi, katere superponiramo enosmernemu magnetilnemu toku.

Iz slike 22 vidimo, da s spremembo trdote raste samo amplituda signala, faza pa ostane nespremenjena.

Zmanjšan presek obrne signal v nasprotno smer, polnilni faktor se manjša in inducirana napetost pada, dokaz, da ne moremo ločiti parametrov  $\mu_r$  in  $d$ .

Iz vseh navedenih primerov je razvidno, da je za ločenje materialov primerno izbirati nizka magnetilna polja pod predpostavko, da je material brez razpok in napak na površini. Za iskanje napak na površini so na razpolago druge metode. Ako uporabimo visoka magnetilna polja, se bolj oddaljujemo od uspeha, kot pa se mu približujemo. Le v izjemnih primerih se poslužimo visokih magnetilnih polj, in to le v primeru, če imamo na razpolago napravo s katodnim osciloskopom, ki ima linearno časovno bazo. Ako pa imamo na razpolago le enostavno napravo s cevnim voltmetrom, nam pojav višjih harmoničnih popolnoma zamegli sliko, ker instrument signal integrira in postane popolnoma nepregleden.

Nobena od naštetih metod ni popolna in le druga drugo izpopolnjujejo, zato je neobhodno potrebno, da imamo v obratu poleg elektronskega instrumenta še iskralca in po možnosti se poslužimo še tipkalnih prob in termoelektrične sonde.

Vsekakor to niso edine metode za ločenje materialov brez porušitve. Tudi magnetostriktivni efekt moremo v določeni meri izrabiti za ločenje materialov. Težave pa so podobne kot pri magnetestu, ker je magnetostrikcijska lastnost odvisna od permeabilnosti in temperature, razen tega pa še od jakosti magnetilnega polja. Taki aparati so bili v praksi že preizkušeni, vendar v literaturi ni mogoče zaslediti posebnih uspehov z njihovimi primeri z visoko nabavno ceno teh naprav.

Tudi ultrazvočni val bi v principu bilo mogoče uporabiti za ločenje nekaterih materialov, posebno še, če bi opazovali spremembo dušenja zvočnega vala. Vendar so razlike v dušenju zvočnega vala pri normalno uporabljenih frekvencah 1 do 6 MHz bolj očitne zaradi heterogenosti na mejah kristalov, kot pa zaradi drugih efektov, ki so povezani s sestavo jekla in ni pričakovati večjih uspehov s to metodo.

## ZUSAMMENFASSUNG

Im Artikel sind die gegenwärtigen Methoden der Trennung ferromagnetischer Stoffe nach der Zusammensetzung und der termischen Bearbeitung beschrieben. Die Methoden sind für eine teilweise oder eine vollkommene Automatisierung vor allem für ferromagnetische Stoffe geeignet.

Die gebräuchlichsten Methoden sind heutzutage diejenigen, welche auf Wirbelströmen beruhen und auch die Entwicklung neuer Anlagen geht in der Richtung elektromagnetischer Methoden. Es sind drei Arten der Bewertung der Ergebnisse, welche durch zerstörungsfreie Messungen der magnetischen Parameter vor allem der relativen Permeabilität gewonnen worden sind, beschrieben. Die Trennbarkeit der einzelnen Effekte wie Permeabilität, Leitfähigkeit, Abmessungen und die echten Fehler ist stark von der Frequenz abhängig mit welcher der Versuch durchgeführt wird. Bei der Trennung der einzelnen Stahlsorten

spielt die relative Permeabilität die grösste Rolle. Dieser Effekt ist aber nicht vom Effekt der Abmessung zu trennen, deshalb ist ein übertriebener Komfort der Elektronik unnötig. Gerade deswegen haben wir bei der eingenen Konstruktion des Magnetoskopes eine hohe Empfindlichkeit mit den niedrigen Anschaffungskosten zu vereinigen versucht, unter der Voraussetzung, dass das untersuchte Werkstoff in gewissen Grenzen gleichmässig ist.

Die Beschreibung der Anlagen zeigt, dass die Entwicklung noch lange nicht beendet ist. Wir hoffen, dass sich die einzelnen Methoden in der Praxis bis zu den industriellen Reife vervollständigen werden, welche der Automatisierung der Kontrolle, vor allem bei der thermischen Bearbeitung dienen sollen und dessen Anschaffung auch auf dem Innenmarkt möglich sein wird.

## SUMMARY

In the article the newest techniques of separation of ferromagnetic materials due to their composition and heat treatment are described. The techniques are suitable for complete or partial automation, especially for ferromagnetic materials.

The most useful methods nowadays are those which are based on the eddy currents. Also the development of new equipment proceeds in the direction of electromagnetic methods. Three methods for result estimation are described where results were obtained by non-destructive measurements of magnetic parameters, chiefly of magnetic permeability. Separability of individual effects as permeability, conductivity, dimensions and actual defects depends a great deal on the frequency used in the experi-

ments. In separating different steels, relative permeability is the most important. This effect should not be separated from the dimension effect, therefore a surplus electronic comfort is not necessary. In our own design of magnetoscope high sensitivity was tried to be combined with a low cost price, assuming that the tested material is uniform in certain limits.

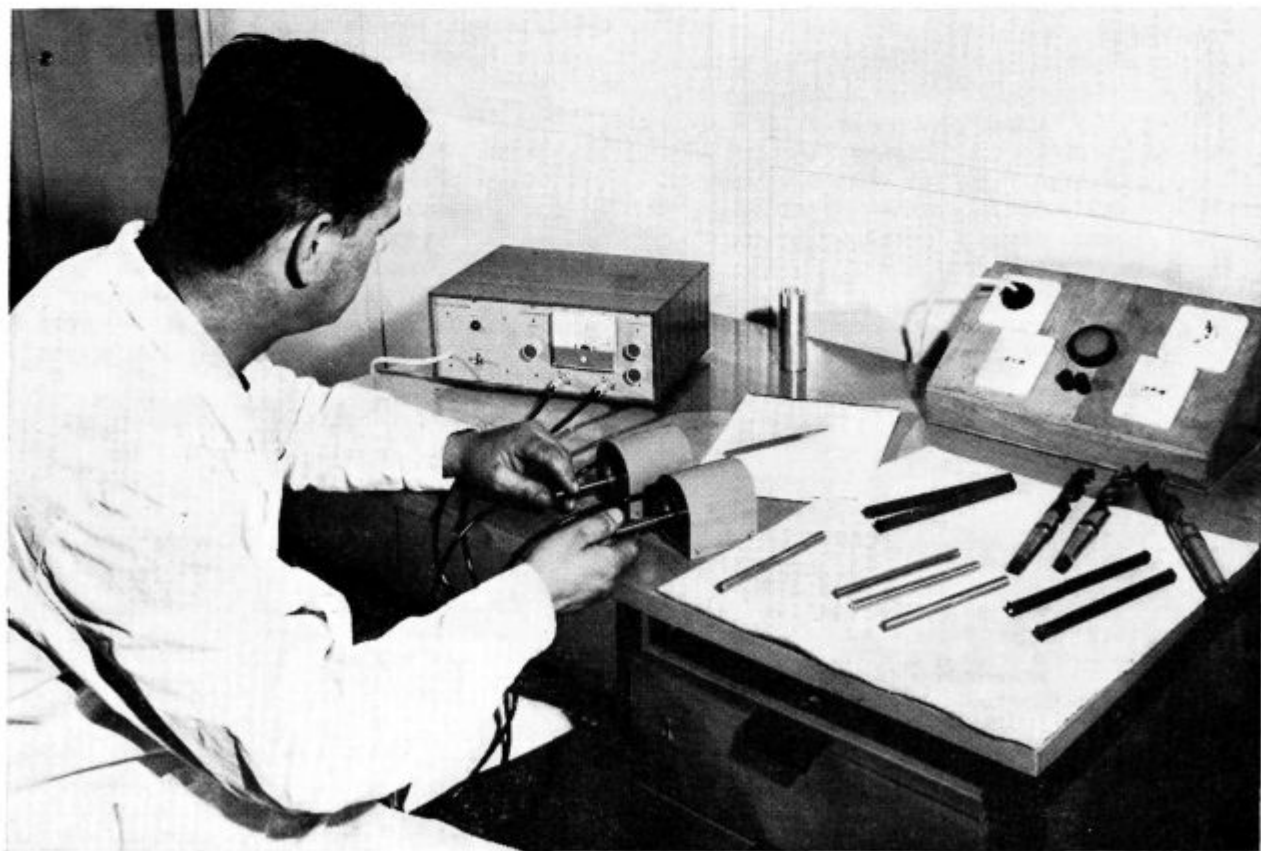
Description of the equipment shows that the development is not yet finished. We hope that individual methods will find improvements in practice to such an extent that their industrial use for automatic control, especially at the heat treatment, will be justified and that the equipment will be accessible also on our internal market.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В статье описаны современные методы отделения материалов по составу и по тепловой обработке. Методы приготовлены для применения при частичной и полной автоматизации в особенности для ферромагнитных материалов. Эти методы, при которых употребляется вихревой поток, находясь теперь в широком употреблении и развитие новых приборов устремлено к их усовершенствованию.

В статье описаны три способа оценки результатов полученных измерением магнитных параметров в особенности проницаемости методом без разрушения. Охарактеризованные отдельные эффекты, как например магнитная проницаемость, проводимость, размерность и действительные дефекты, зависят от рабочей частоты с которой выполняем исследование. Для отделения отдельных

сортов стали между собой самую важную роль имеет относительная проницаемость. Но этот эффект невозможно отличить от эффекта размерности поэтому электронное приспособление излишне; исследование было ограничено выделкой домашнего магнетоскопа, в котором соединены высокая чувствительность и низкая стоимость прибора, но с условием, что испытываемый материал в определённых границах однороден. Все описанные приборы доказывают, что их развитие ещё не закончено. От промышленной практике желательно, что она воспринимит и усовершенствует отдельные методы в промышленности до такой степени, что они будут употребимы для автоматизации контроля, в особенности при тепловой обработке и возможности снабжения на домашнем рынке.



Magnetoskop domače izdelave v pogonu.

## Direktno ulivanje kokil iz belega grodlja

Opisani so poskusi direktnega ulivanja kokil formata OKGV 185 iz nemodificiranega, modificiranega belega grodlja in mešanice belega grodlja ter kokilne litine. Preizkus vzdržnosti direktno ulitih kokil po različnih postopkih v primerjavi s klasično ulitimi kokilami je bil izvršen v jeklarni Železarne Štore.

Na probnih vzorcih poskusnih kokil smo raziskovali metalografske strukture po preseku ter merili trdote in toplotno prevodnost. Prikazana je tudi ekonomska ocena direktnega ulivanja kokil.

Direktno ulivanje jeklarskih kokil se postavlja v Železarni Štore kot varianta perspektivne usmeritve proizvodnje kokil v okviru integriranega podjetja slovenskih železarn. Zaradi ekonomske interesantne perspektivne orientacije proizvodnje izključno belega grodlja z nižjim manganom na elektroplavžu ter cenejše proizvodnje direktno ulitih kokil, je bila naša naloga ugotoviti uporabnost belega grodlja za jeklarske kokile, ki bodo ulite po postopku direktnega ulivanja.

### NEKAJ PODATKOV IZ LITERATURE

V Sovjetski zvezi ugotavljajo pri raziskavah vzdržnosti jeklarskih kokil, da je bistven vpliv skupne vsebnosti C in Si v litini. Z naraščanjem skupne vsebnosti C in Si v kokilni litini narašča vzdržnost kokil zaradi povečanja količine ferita in povečanja dimenzij lističev grafitu. Litina, ki vsebuje večji grafit in večji delež ferita ima boljše toplotno prevodnost, kar izboljšuje izravnavanje temperatur med notranjimi in zunanji stenami in logično zmanjšuje notranje termične napetosti. Da dobimo feritno-perlitno strukturo z grafitnimi lističi velikosti 4, 5 in 6 po ASTM standardih, je odločilna kemična sestava kokilne litine, kjer imajo glavni vpliv trije osnovni elementi: C, Si in Mn. Analiza litine se giblje v mejah: C — 3,3 ... 4,2 odst., Si — 1,00 ... 2,20 % ter Mn — 0,40 ... 0,90 %. Vsebnost P mora biti pod 0,10 %, da se ne izobli-

kuje močnejša mreža fosfidnega evtektika v strukturi materiala. Vsebnost S je dopustna maksimalno 0,07 ... 0,08 %. Nad 0,08 % S vzdržnost kokil izredno hitro pade.

Kot že omenjeno ima pomemben vpliv na strukturo in s tem na mehanske in termične lastnosti litine vsebnost Mn v kemični sestavi. Raziskave sovjetskih avtorjev so pokazale, da s povečanjem Mn do določenih mej dobimo boljše vzdržnost kokil. Pokazalo se je, da je v raziskovanem območju od 0,2 ... 1,2 % Mn vzdržnost kokil naraščala z naraščanjem vsebnosti Mn, pri višjem % Mn pa prične vzdržnost padati. V belem grodlju, ki se uporablja za direktno ulivanje kokil, postavljajo kot zgornjo mejo 1,50 % Mn. V Železarni Krivoj Rog ulivajo kokile različnih tipov z direktnim ulivanjem iz belega grodlja naslednje kemične sestave: C — 3,8 ... 4,5 %, min. 0,6 % Si, maks. 1,50 % Mn, maks. 0,20 % P in maks. 0,08 % S. Tekoči grodelj transportirajo iz obrata plavžev v livarno kokil v 80 t ponovcah in ga prelivajo v posebne prečiščevalne ponovce, kjer se beli grodelj zadržuje vsaj eno uro za odstranitev vseh nečistoč in za eventualne potrebne korekture kemične sestave. Če je vsebnost Si v grodlju manjša od 0,6 %, mu dodajajo FeSi, tako da dosežejo tudi 0,8 % Si. V primeru, da vsebuje grodelj več kot 1,5 % Mn, ga obdelajo s škajo, ki jo enako kot FeSi dodajajo iz posebnih bunkerjev neposredno v tok tekočega železa na izlivnem žlebu. Ker se pri takšni obdelavi oksidira tako Mn kot Si, zato v primeru nizke vsebnosti Si obdelujejo grodelj istočasno s škajo in FeSi. Maksimalno razmerje Mn : Si lahko znaša 2,3.

### POSKUSI DIREKTNEGA ULIVANJA KOKIL, IZVRŠENI V ŽELEZARNI ŠTORE V LETU 1968

Direktno ulivanje kokil iz belega grodlja predstavlja za naše pogoje popolnoma novo tehnologijo. Današnji standardi za jeklarske kokile predpisujejo sledeče sestave za % Si in % Mn (po UJŽ):

1. razred — deb. stene do 200 mm	1,5 — 2,1 % Si, 0,5 — 1,0 % Mn
deb. stene nad 200 mm	1,3 — 2,0 % Si, 0,5 — 1,0 % Mn
2. razred — deb. stene do 200 mm	1,5 — 2,2 % Si, 0,4 — 1,1 % Mn
deb. stene nad 200 mm	1,2 — 1,9 % Si, 0,4 — 1,1 % Mn

Z direktnim ulivanjem iz belega grodlja se spremenita vsebnosti Si in Mn tako, da bi bilo območje Si — 0,90...1,20 %, območje Mn pa 1,00...1,50 %. Zato je naša naloga dobiti z direktnim ulivanjem z drugačno kemično sestavo enakovredne kokile po vzdržnosti, ki imajo svojo osnovo v pravilni metalografski strukturi, mehanskih lastnostih in toplotni prevodnosti.

S posameznimi kampanjami po različnih postopkih direktno ulitih kokil v letu 1968, smo želeli dobiti čim več tehnoloških podatkov za izbor optimalnega tehnološkega procesa direktnega ulivanja jeklarskih kokil.

Osnovna izhodišča so bila naslednja: ugotoviti strukturne lastnosti in vzdržnost kokil ulitih po dveh različnih postopkih glede na surovinsko osnovo, t. j. a) kokile ulite iz mešanice približno 70 % belega grodlja iz elektroplavža ter 30 % normalne kokilne litine iz kupolke in modificirane s FeSi ter b) kokile ulite iz 100 % belega grodlja in modificirane s FeSi.

Vse raziskave na direktno ulitih kokilah smo vršili na formatu OKGV 185, t. j. na kokilah za domačo jeklarno.

Po postopku direktnega ulivanja so bile ulite tri grupe kokil in sicer:

Grupa I — (26 kokil, OKGV 185). Kokile so bile ulite po postopku mešanja neodžveplanega belega grodlja iz elektroplavža ter kokilne litine iz kupolke v približnem razmerju 70 : 30 ter modificirane s FeSi. Temperatura grodlja na žlebu elektroplavža je bila 1380...1400° C, pred ulivanjem pa 1280...1300° C. Ta grupa kokil je bila izdelana iz grodlja dveh prebodov elektroplavža. Po mešanju s kokilno litino je bila kemična analiza prvih 19 kokil: C — 3,57 %, Si — 1,90 %, Mn — 1,02 odst., P — 0,120 %, S — 0,074 %, naslednjih 7 pa je imelo sestavo: C — 3,54 %, Si — 1,94 %, Mn — 0,86 %, P — 0,120 %, S — 0,068 %.

Grupa II — (6 kokil, OKGV 185). Kokile so bile ulite po posebej dogovorjenem postopku in sicer iz 100 % belega grodlja, ki je bil na elektroplavžu odžveplan s sodo, modificiran s FeSi ter izpihan z dušikom (1 min.) pred ulivanjem z namenom, da odstranimo žlindro in ostale nečistoče iz taline. Količino modifikatorja smo omejili z ozirom na zgornjo dopustno mejo Si, ki smo jo postavili 1,20 % Si za kokile iz belega grodlja, ki se bodo po izločitvi uporabljale v vložku jeklarskih peči. Količina modifikatorja je bila 0,3 % Si, čeprav je sicer zaželeno, da znaša vsaj 0,5 %. Temperatura grodlja na žlebu elektroplavža je bila 1400° C, temperatura pred ulivanjem pa 1310° C. Kemična analiza po modificiranju je bila: C — 3,46 %, Si — 1,13 %, Mn — 1,58 %, P — 0,074 %, S — 0,029 %.

Grupa III — (5 kokil, OKGV 185). Kokile so bile ulite iz 100 % belega grodlja, ki ni bil odžveplan, niti modificiran. Temperature so bile

podobne kot pri prvih dveh grupah. Kemična analiza kokil pa je bila: C — 3,68 %, Si — 0,83 %, Mn — 2,00 %, P — 0,085 %, S — 0,075 %.

## PREIZKUS VZDRŽNOSTI KOKIL OKGV 185

V livno halo jeklarne Železarne Štore smo postavili 4 grupe kokil ulitih po različnih postopkih zaradi medsebojnih primerjav in sicer:

Grupe I, II in III ulite po zgoraj opisanih postopkih ter Grupo IV — (18 kokil, OKGV 185). Te kokile so bile ulite na klasičen način iz redne livarske proizvodnje. To grupo kokil smo označili kot poskusno zato, da bi lahko izvršili primerjavo o vzdržnosti kokil klasičnega ulivanja s kokilami ulitimi po postopkih direktnega ulivanja.

Tabela 1

Zap. št.	St. kokile	Vzdržnost (število ulivanj)	Zap. št.	St. kokile	Vzdržnost (število ulivanj)
<b>Grupa I</b>					
1	3412	89	29	3816	54
2	3413	49	30	3817	66
3	3414	114	31	3822	53
4	3415	54	32	3823	33
5	3416	48			
6	3417	38	<b>Grupa III</b>		
7	3418	80	33	3785	51
8	3419	59	34	3794	33
9	3420	41	35	3795	60
10	3421	38	36	3798	31
11	3422	108	37	3799	31
12	3423	105			
13	3424	89	<b>Grupa IV</b>		
14	3425	48	38	3473	108
15	3426	76	39	3478	93
16	3427	63	40	3479	110
17	3428	29	41	3490	113
18	3430	67	42	3491	93
19	3431	27	43	3492	75
20	3434	98	44	3494	62
21	3435	63	45	3495	38
22	3438	4	46	3496	83
23	3439	38	47	3497	67
24	3441	29	48	3499	114
25	3447	93	49	3500	67
26	3449	109	50	3501	49
			51	3502	63
			52	3503	38
<b>Grupa II</b>					
27	3806	104	53	3504	76
28	3807	44	54	3505	42
			55	3507	32

**Opomba:** Pri izračunu vzdržnosti kokila št. 3438, ki je izdržala le 4 ulivanja ni bila upoštevana iz razloga, ker je bila ta kokila najprej klasificirana kot izmeček ter naknadno zavarjena in dostavljena v jeklarno.



Zbirni podatki o vzdržnosti oz. porabi kokil so naslednji:

Grupa kokil	Povprečno število ulivanj	%-ni odnos proti klasično ulitim kokilam	poraba kokil kg/t jekla
I	66,1	89,9	22,50
II	59,0	80,1	25,25
III	41,2	56,0	36,20
IV	73,7	100,0	20,15

*Vzroki izločanja kokil:* Večina kokil je bila izločena zaradi zajed, sorazmerno veliko pa tudi zaradi razpok (prečne razpoke na prehodu tanjšega dela stene v debelejši na nogi in navpične razpoke or vrha navzdol). Pri precejšnjem številu kokil sta se pojavili obe vrsti napak, t. j. zajede in razpoke skupaj. Razpoke so se pojavile predvsem pri kokilah grupe II in III.

#### PODATKI RAZISKAV

Iz vsake grupe I, II, IV poskusnih kokil smo izbrali po eno kokilo po izločitvi iz uporabe ter analizirali strukturo preseka, trdoto in toplotno prevodnost. V naših raziskavah smo izločili grupo III kot neinteresantno, ker so rezultati vzdržnosti kokil pokazali, da neodžveplane in nemoificirane kokile iz belega grodlja ne pridejo v poštev za postopek direktnega ulivanja.

##### a) Metalografske strukture



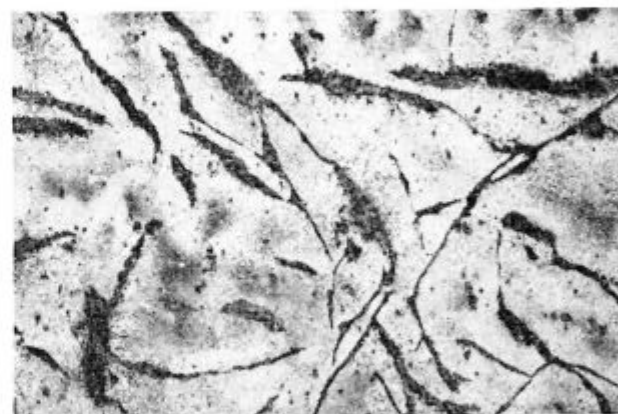
Slika 1  
Struktura kokile grupe I.  
Globina od notranje stene 3 mm. Povečava 100 ×, nital.



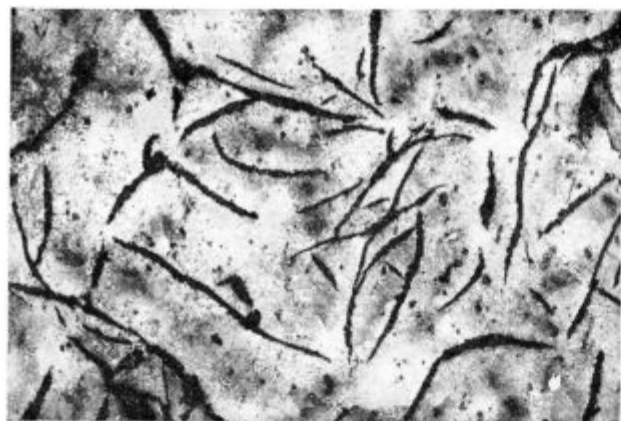
Slika 2  
Struktura kokile grupe I.  
Globina od notranje stene 10 mm. Povečava 100 ×, nital.



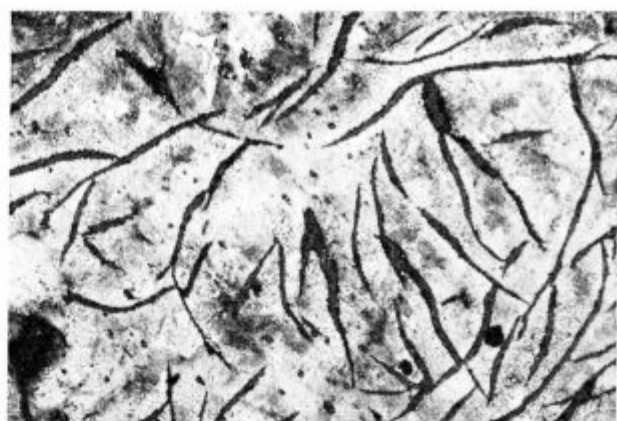
Slika 3  
Struktura kokile grupe I.  
Globina od notranje stene 20 mm. Povečava 100 ×, nital.



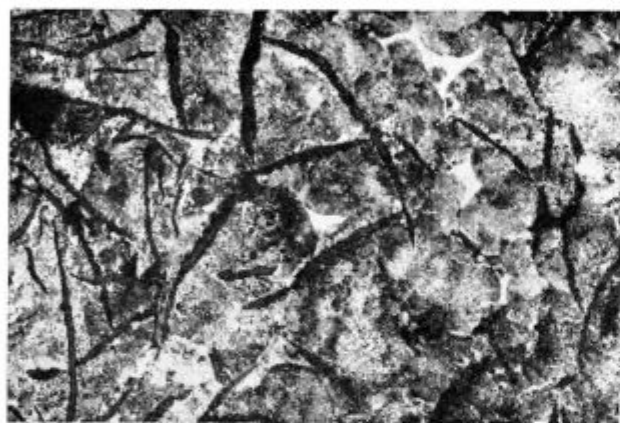
Slika 4  
Struktura kokile grupe I.  
Globina od notranje stene 30 mm. Povečava 100 ×, nital.



Slika 5  
Struktura kokile grupe I.  
Globina od notranje stene 40 mm. Povečava 100 ×, nital.



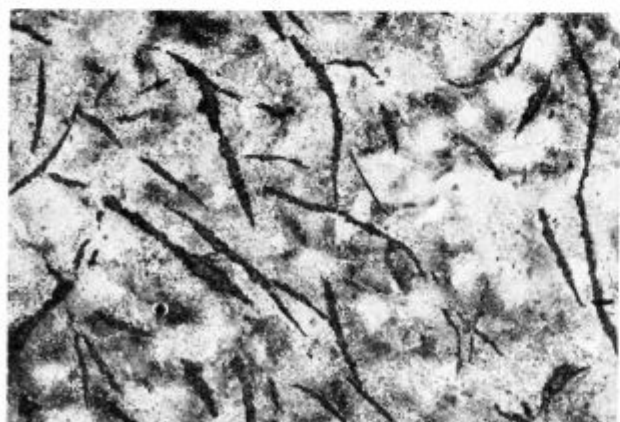
Slika 8  
Struktura kokile grupe II.  
Globina od notranje stene 20 mm. Povečava 100 ×, nital.



Slika 6  
Struktura kokile grupe II.  
Globina od notranje stene 3 mm. Povečava 100 ×, nital.



Slika 9  
Struktura kokile grupe II.  
Globina od notranje stene 30 mm. Povečava 100 ×, nital.



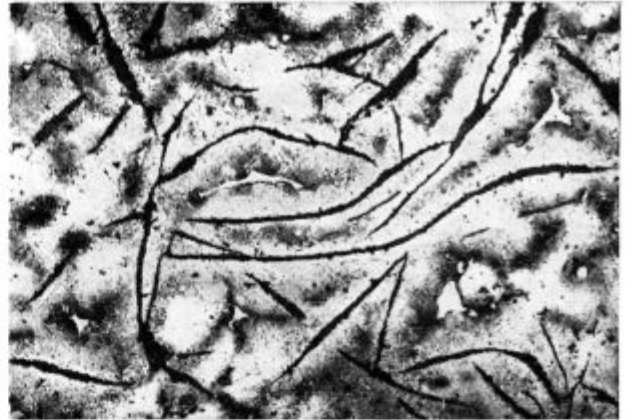
Slika 7  
Struktura kokile grupe II.  
Globina od notranje stene 10 mm. Povečava 100 ×, nital.



Slika 10  
Struktura kokile grupe II.  
Globina od notranje stene 40 mm. Povečava 100 ×, nital.



Slika 11  
Struktura kokile grupe IV.  
Globina od notranje stene 3 mm. Povečava 100 ×, nital.



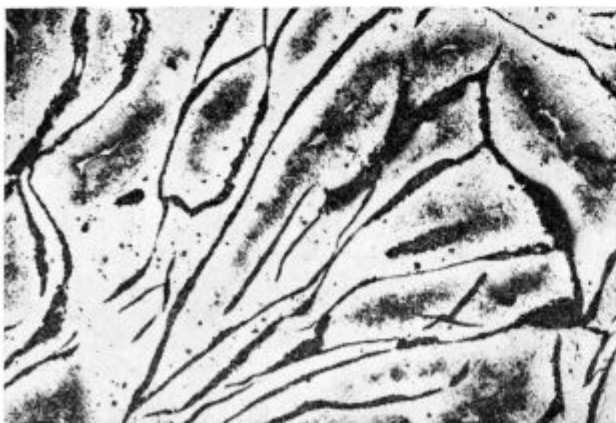
Slika 14  
Struktura kokile grupe IV.  
Globina od notranje stene 30 mm. Povečava 100 ×, nital.



Slika 12  
Struktura kokile grupe IV.  
Globina od notranje stene 10 mm. Povečava 100 ×, nital.



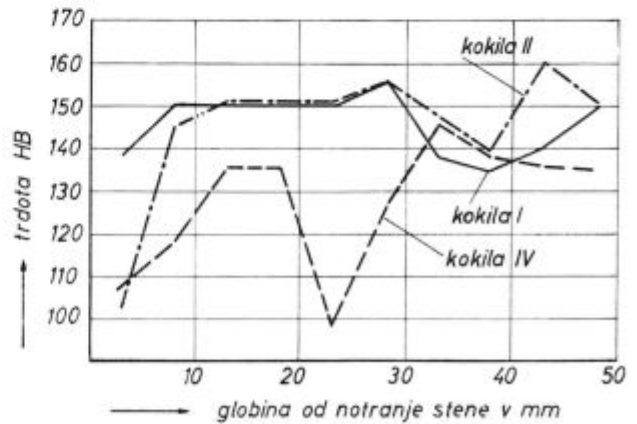
Slika 15  
Struktura kokile grupe IV.  
Globina od notranje stene 40 mm. Povečava 100 ×, nital.



Slika 13  
Struktura kokile grupe IV.  
Globina od notranje stene 20 mm. Povečava 100 ×, nital.

#### b) Trdote

Trdote merjene po preseku kokil so prikazane na skupnem diagramu.



Slika 16  
Diagram trdot kokil grupe I, II in IV.

### c) Toplotna prevodnost

Rezultati meritev toplotne prevodnosti po Schröderjevi metodi so bili:

Kokila grupe I — 43,7 Kcal/m, h, st

Kokila grupe II — 45,4 Kcal/m, h, st

Kokila grupe IV — 39,4 Kcal/m, h, st

### OCENA REZULTATOV RAZISKAV

Posnetki metalografskih struktur kažejo, da po osnovnih strukturnih karakteristikah kot tudi po obliki in velikosti grafita, med primerjanimi tremi različnimi kokilami in bistvenih razlik. Ugotavljamo pa, da so direktno ulite kokile nekoliko trše od klasično ulitih, kar nam potrjujejo tudi diagrami trdot.

Zanimivi so rezultati toplotne prevodnosti, kjer ugotavljamo najslabšo toplotno prevodnost pri klasično ulitih kokilah. Vzrok za to lahko iščemo v % Si ter tudi v velikosti in obliki grafita, verjetno pa je na rezultat vplival tudi nehomogeni vzorec že iztrošene kokile. Znano je, da z naraščanjem % Si pada toplotna prevodnost litine, zato je to pomembno pri naši obravnavani tehnologiji, kjer postavljamo kot zgornjo mejo 1,20 % Si. Nismo pa mogli ugotoviti vpliv % Mn na toplotno prevodnost, vendar zaradi višjih trdot in razpok, ki nastajajo na kokilah, smatramo, da bi bila zgornja meja 1,50 % Mn.

Čeprav se za boljšo toplotno prevodnost zahteva večje lističe grafita, naši rezultati kažejo, da smo dobili pri večjih lističih kot jih določajo ASTM standardi (4, 5, 6), nižje toplotne prevodnosti. Upoštevati pa moramo, da je važnejša od velikosti, oblika in razporeditev grafita. S pravilno kemično analizo ter zadostno količino modifikatorja FeSi pa je možno dobiti potrebno toplotno prevodnost kokilne litine od 45 do 55 Kcal/m, h, st. Kot že v uvodu omenjeno, bi morala biti osnovna struktura kokilne litine perlitno-feritna, ker ferit zvišuje toplotno prevodnost in bi tako lahko dosegli zaželeno vrednost.

### EKONOMSKA OCENA DIREKTNEGA ULIVANJA KOKIL

Vsekakor je važno vprašanje ekonomičnosti direktnega ulivanja kokil. Za ugotovitev ekonomike direktnega ulivanja moramo primerjati osnovne parametre iz kalkulacij klasičnega in direktnega ulivanja. Pri klasičnem ulivanju smo prikazali dve varianti glede na različno razmerje vložka (grodelj : zlomnina — 60 : 40 oz. 40 : 60). Rezultati so prikazani v %-nem razmerju, kjer predstavlja 100 % tekoča kokilna litina pri klasičnem ulivanju po varianti a).

### Klasično ulivanje

a) Razmerje surovin — grodelj : zlomnina = 60 : 40

— Neto vložek 80,5 %

— Stroški taljenja 19,0 %

— Kovinski dodatki 0,5 %

Skupaj 100,0 %

b) Razmerje surovin — grodelj : zlomnina = 40 : 60

— Neto vložek 71,0 %

— Stroški taljenja 19,0 %

— Kovinski dodatki 0,5 %

Skupaj 90,5 %

### Direktno ulivanje

— Neto vložek 82,5 %

— Stroški pregrevanja in pretaljevanja v indukcijski peči 3,3 %

— Kovinski dodatki 2,7 %

Skupaj 88,5 %

Pri klasičnem ulivanju bazirajo izračuni na ceni grodlja 917,00 Ndin/t ter ceni zlomnine 500,00 Ndin/t, pri direktnem ulivanju pa je upoštevana cena tekočega belega grodlja iz elektroplavža 800,00 Ndin/t. V obeh primerih smo računali s kapaciteto 10.000 t kokil na leto.

Iz primerjav lastnih cen tekoče kokilne litine pred ulivanjem (nadaljnji stroški izdelave kokil so v obeh primerih enaki), vidimo, da je postopek direktnega ulivanja cenejši, upoštevati pa moramo še, da se glavni ekonomski učinek pokaže šele pri uporabi kokil namesto grodlja v vložku jeklarskih peči.

### ZAKLJUČKI

Studije literarnih podatkov, izvršene poskusne kampanje direktno ulitih kokil, izvršene preiskave in analiza tehnološkega procesa v obstoječih pogojih nam dajo naslednje zaključke:

1. Proizvodnja direktno ulitih kokil je ekonomsko zanimiva, posebno v primeru, da je po klasičnem postopku predviden večji delež grodlja v vložku oz. bo nujna tehnološka usmeritev v primeru, da se bo celotna količina kokil direktno uporabljala v vložku jeklarskih peči. Potrebno pa je doseči po direktnem postopku enakovredno kvaliteto kokil. V naših primerih smo ugotovili, da se približujemo vzdržnosti klasično ulitim kokilam z 80 do 90 %-no vzdržnostjo direktno ulitih kokil.

2. Beli grodelj za direktno ulivanje kokil naj ima po kemični analizi maks. 1,50 % Mn. V primeru višjega % Mn v proizvedenem grodlju je treba Mn znižati z dodatkom škaže. % Si naj bo

v grodlju v mejah od 0,50 do 0,80 %, tako da bi po modifikaciji s FeSi z 0,5 do 0,7 % Si na eni strani zadostno modifikirali kokilno litino, da bi dobili mehkejše kokile, na drugi strani pa bi dobili v kokilah maks. 1,20 % Si, kar je še primerno za vložek v jeklarskih pečeh. Predlagana količina modifikatorja (0,5 do 0,7 % Si) predstavlja 6,67 kg oz. 9,35 kg FeSi/t litine, t. j. od 20,80 do 29,30 Ndin/t litine. Ta izračun tudi potrjuje ekonomičnost uporabe modificiranega belega grodlja za direktno ulivanje namesto sivega grodlja, če upoštevamo, da je razlika lastne cene med sivim in belim grodljem cca 80 Ndin/t.

3. Vzdržnost kokil ulitih iz mešanice belega grodlja in kokilne litine (razmerje 70:30) in modificiranih s FeSi je bila boljša kot kokil ulitih iz 100 % belega grodlja ter modificiranih s FeSi. Ta ugotovitev je važna za naše pogoje, ker predvidevamo v predlaganem tehnološkem procesu vložek: 80 % tekočega belega grodlja ter 20 % kokilne litine v obliki odpadkov in krožnega materiala.

4. Rezultati izvršenih poskusov in raziskav ugotovljajo in potrjujejo možnost uvedbe postop-

ka direktnega ulivanja kokil iz belega grodlja. Potrebno pa je še nadalje vršiti raziskave o kvaliteti direktno ulitih kokil, ki bodo dale osnovne normative tehnološkega procesa.

5. Trenutna opremljenost v Železarni Štore še ne dopušča uvedbe rednega direktnega ulivanja. Za to je potrebno postaviti na elektroplavžu mešalec grodlja s predvideno kapaciteto 200 t za izenačevanje sestave grodlja ter za možnost kontinuirnega dela v livarni, v livarni pa postaviti indukcijsko peč predvidene kapacitete 10 t, ki bi služila za pregrevanje litine in pretaljevanje krožnega materiala v procesu direktnega ulivanja kokil.

#### Literatura

1. V. M. Borekij, V. G. Silajev »Puti povyšeniya stojkosti izložnic«, Bjulletenj. 1965, No 10 (510), str. 1—6.
2. G. I. Jankelevič, V. V. Rjabovoj »Vlijanie soderžanija marganca na stojkost izložnic«, Stalj, 1964, No 9, str. 800—801.
3. J. von Elponz, »Herstellung und Einsatz von Holzkohlenroheisen« Ferrolegeringar AG, Zürich.

### ZUSAMMENFASSUNG

Die ökonomischen Ausrechnungen zeigen, dass das direkte Giessen der Kokillen aus dem modifizierten Stahlroheisen billiger ist als nach dem klassischen Verfahren. Ökonomisch interessant ist auch die Verwendung der gebrauchten unzerschlagenen Kokillen im Einsatz der Elektroöfen. Es ist deshalb zu erwarten, dass sich in der Zukunft das direkte Giessen der Kokillen mehr und mehr erweitern wird.

Für unsere Bedingungen ist interessant die Erzeugung der Kokillen aus Stahlroheisen mit niedrigem Manganengehalt, welcher richtig modifiziert werden muss. Die Untersuchungsergebnisse der Kokillenhaltbarkeit, welche nach verschiedenen Verfahren gegossen wurden, zeigten, dass die Haltbarkeit der direkt gegossenen Kokillen im Vergleich zu den klassischen zwar etwas kleiner ist, dass sie aber diesen ziemlich nahe kommen. Es wird festgestellt,

dass die aus Stahlroheisen direkt gegossenen Kokillen zu hart waren, weil sie zu wenig modifiziert worden sind. Es geht daraus hervor, dass der Stahlroheisen genügend modifiziert werden muss um eine weichere Struktur der Kokillen und eine bessere Wärmeleitfähigkeit zu erzielen. Es ist auch zu berücksichtigen, dass beim direkten Giessen der Kokillen nicht hundertprozentiger Stahlroheisen verwendet wird, sondern auch Abfälle und anderes Material, welches schon von sich selbst teilweise modifizierend wirkt.

Die folgenden Untersuchungen über die Qualitätsverbesserung der direkt gegossenen Kokillen werden vor allem in der Richtung der Bestimmung der günstigsten Struktur und anderer Parameter weiter geführt. Zusätzlich müssen noch einige Anlagen aufgestellt werden, welche für eine normale Produktion der direkt gegossenen Kokillen unbedingt nötig sind.

### SUMMARY

Economic calculations show that direct casting of modified white cast iron is cheaper than production of ingot moulds by the standard method. Economically interested is also the use of unbroken, worn out ingot moulds as a charge for steel-making, especially electric arc furnaces. Direct casting of ingot moulds is therefore expected to be more and more used in the future.

Production of ingot moulds made of white cast iron with a lower manganese content, which must be correctly modified, is interesting for our working conditions. Results of investigations of ingot mould endurance, when cast by different methods, showed that the endurance of directly cast ingot moulds is somewhat lower than of standardly cast moulds, but it does not differ much. Conclusion can be made that moulds, directly cast of white cast iron are

not modified enough and therefore they are too hard. Therefore, white cast iron must be sufficiently modified that moulds will have softer structure and higher thermal conductivity. At direct casting also scrap and other recycle material will be used, which by itself is a partial modifier, so that white cast iron will not present 100 per cent of the used raw materials, and this is necessary to take in account.

Investigations about quality improvements of the directly cast moulds will be continued in the direction to determine the most favourable structure and the other parameters of this technological process. Installation of necessary additional equipment will be forced what will enable the regular production of the direct ingot mould castings.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Экономический расчёт доказывает, что непосредственная отливка изложниц из модифицированного белого чугуна дешевле от производства классическим способом. С экономической точки зрения также оправданно употребление целых, не разбитых израсходованных изложниц в завалке СМ-печи, в особенности в электродуговой печи. Поэтому можно ожидать, что в будущем этот способ литья увеличится.

Примечательно производство изложниц из белого чугуна с низким содержанием марганца; чугун надо правильно модифицировать. Результаты исследования прочности изложниц отлиты разными способами показали, что, хотя их прочность немного ниже в сравнении с литьём классическим способом, прочность этих изложниц им приближается. Установлено, что серия для исследова-

ния отлитых изложниц была недостаточно модифицирована и поэтому изложницы были слишком твёрды. На основании этого понятно, что белый чугун надо достаточно и правильно модифицировать чтобы изложницы имели более мягкую структуру с лучшей проводимостью теплоты. Надо принять во внимание, что непосредственным литьём изложницы необходимо употребить все отбросы и крутовращательный материал производства, так как этот материал сам по себе частично представляет модификатор.

Решено продолжать исследование непосредственно отлитых изложниц с целью улучшить их качество, установить самую подходящую структуру и определить параметры технологического процесса. Проектировано сооружение которое разрешит промышленное производство изложниц непосредственным способом.