

# ŽELEZARSKI ZBORNIK

## VSEBINA

|  | Stran |
|--|-------|
| Šteblaj Anton, J., Arh, E., Bricelj, M.,<br>Mencinger — Železarna Jesenice<br>B. Koroušič — Metalurški inštitut Ljubljana<br>UPORABA S CaAl POLNJENE ŽICE PRI IZDELAVI JE-<br>KEL ZA HLADNO MASIVNO PREOBLIKOVANJE                   | 129   |
| Čížek Pavel, R. Riman — Výzkumný ústav hu-<br>tnictví železa pob. Karlštejn<br>D. Kmetič, B. Arzenšek — Metalurški inštitut<br>Ljubljana<br>REKRISTALIZACIJA FERITNIH NERJAVNIH JEKEL Z ZE-<br>LO NIZKO VSEBNOSTJO OGLJIKA IN DUŠIKA | 137   |
| Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana<br>O POŠKODBAH JEKLA V PAROVODIH IN METODAH<br>ZA NJIHOVO OPREDELITEV  | 145   |
| TEHNIČNE NOVICE  |       |
| Lagoja Aleš — Železarna Jesenice<br>JEKLA ZA HLADNO MASIVNO PREOBLIKOVANJE   | 153   |
| Legat Franc — Veriga Lesce<br>POSEBNOSTI PRI CEMENTACIJI IN KARBONITRACIJI<br>KOMADOV MALIH DIMENZIJ   | 159   |

LETO 24 ŠT. 3 — 1990  
ŽEZB BQ 24 (3) 129 – 164 (1990)

## ŽELEZARSKI ZBORNIK

Izdajajo skupno Železarnе Jesenice, Ravne, Štore in Metalurški inštitut Ljubljana

### UREDNIŠTVO

**Glavni in odgovorni urednik:** J. Arh

**Uredniški odbor:** A. Kveder, J. Rodič, A. Paulin, F. Grešovnik, F. Mlakar, K. Kuzman, J. Jamar

**Tehnični urednik:** J. Jamar

**Lektor:** R. Razinger

**Prevodi:** A. Paulin, N. Smajić (angleški jezik), J. Arh (nemški jezik), P. Berger (ruski jezik)

**NASLOV UREDNIŠTVA:** Železarski zbornik, SŽ-Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, Yugoslavia

**TISK:** Gorenjski tisk, Kranj

### IZDAJATELJSKI SVET:

prof. dr. M. Gabrovšek (predsednik), Železarna Jesenice

dr. B. Brudar, Iskra, Kranj

prof. dr. V. Čižman, Univerza v Ljubljani

prof. dr. D. Drobňjak, Univerza v Beogradu

prof. dr. B. Koroušić, Metalurški inštitut Ljubljana

prof. dr. L. Kosec, Univerza v Ljubljani

prof. dr. J. Krajcar, Metalurški inštitut Sisak

prof. dr. A. Križman, Univerza v Mariboru

dr. K. Kuzman, Univerza v Ljubljani

dr. A. Kveder, Metalurški inštitut v Ljubljani

prof. dr. A. Paulin, Univerza v Ljubljani

prof. dr. Z. Pašalić, Železarna Zenica

prof. dr. C. Pelhan, Univerza v Ljubljani

prof. dr. V. Prosenc, Univerza v Ljubljani

prof. dr. B. Sicherl, Univerza v Ljubljani

dr. N. Smajić, Metalurški inštitut v Ljubljani

prof. dr. J. Sušnik, Zdravstveni dom Ravne

dr. L. Vehovar, Metalurški inštitut Ljubljana

prof. dr. F. Vodopivec, Metalurški inštitut Ljubljana

Published jointly by the Jesenice, Ravne and Štore Steelworks, and The Institute of Metallurgy Ljubljana

### EDITORIAL STAFF

**Editor:** J. Arh

**Associate Editors:** A. Kveder, J. Rodič, A. Paulin, F. Grešovnik, F. Mlakar, K. Kuzman, J. Jamar

**Production editor:** J. Jamar

**Lector:** R. Razinger

**Translations:** A. Paulin, N. Smajić (English), J. Arh (German), P. Berger (Russian)

**EDITORIAL ADDRESS:** Železarski zbornik, SŽ-Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, Yugoslavia

**PRINT:** TK Gorenjski tisk, Kranj

### EDITORIAL ADVISORY BOARD:

prof. dr. M. Gabrovšek (Chairman), Iron and Steel Works, Jesenice

Dr. B. Brudar, Iskra, Kranj

Prof. Dr. V. Čižman, University of Ljubljana

Prof. Dr. D. Drobňjak, University of Belgrade

Prof. Dr. B. Koroušić, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. L. Kosec, University of Ljubljana

Prof. Dr. J. Krajcar, Institute of Metallurgy, Sisak

Prof. Dr. A. Križman, University of Maribor

Dr. K. Kuzman, University of Ljubljana

Dr. A. Kveder, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. A. Paulin, University of Ljubljana

Prof. Dr. Z. Pašalić, Iron and Steel Works, Zenica

Prof. Dr. C. Pelhan, University of Ljubljana

Prof. Dr. V. Prosenc, University of Ljubljana

Prof. Dr. B. Sicherl, University of Ljubljana

Dr. N. Smajić, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. J. Sušnik, Health Centre, Ravne

Dr. L. Vehovar, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. F. Vodopivec, Institute of Metallurgy, Ljubljana

# ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 24

LJUBLJANA

SEPTEMBER 1990

| Vsebina   | Inhalt  | Contents  | Содержание   |
|---|---|---|--|
| Stran   | Seite   | Page  | Страница   |
| <p>A. Šteblaj, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger</p> <p><b>Uporaba s CaAl polnjene žice pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje</b></p> <p>UDK:<br/>669.046.558.6:669.14.018.26<br/>ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51</p> | <p>A. Šteblaj, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger</p> <p><b>Anwendung von CaAl Fülldraht bei der erzeugung von Stählen für die Kaltmassivumformung</b></p> <p>UDK:<br/>669.046.558.6:669.14.018.26<br/>ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51</p> | <p>A. Šteblaj, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger</p> <p><b>Application of CaAl Filled Wire in Manufacturing Steel for Cold Mass Forming</b></p> <p>UDK:<br/>669.046.558.6:669.14.018.26<br/>ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51</p> | <p>A. Šteblaj, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger</p> <p><b>Применение проволоки, заполненной CaAl в процессе изготовления стали для холодной массивной обработки</b></p> <p>UDK:<br/>669.046.558.6:669.14.018.26<br/>ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51</p> |
| 129   | 129   | 129   | 129  |
| <p>P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek</p> <p><b>Rekristalizacija feritnih nerjavnih jekel z zelo majhno vsebnostjo ogljika in dušika</b></p> <p>UDK:<br/>621.77.016.2:669.15—194.5-7<br/>ASM/SLA: N5f, F2; SSd, 2—60, 3—68</p>                  | <p>P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek</p> <p><b>Rekristallisation ferritischer nichtrostender Stähle mit sehr niedrigem Kohlenstoff und Stickstoffgehalt</b></p> <p>UDK:<br/>621.77.016.2:669.15—194.5-7<br/>ASM/SLA: N5f, F2; SSd, 2—60, 3—68</p>    | <p>P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek</p> <p><b>Recrystallization of Ferritic Stainless Steel With a Very Low Carbon and Nitrogen Contents</b></p> <p>UDK:<br/>621.77.016.2:669.15—194.5-7<br/>ASM/SLA: N5f, F2; SSd, 2—60, 3—68</p>        | <p>P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek</p> <p><b>Рекристаллизация нержавеющей стали с ферритной основой и очень низким содержанием углерода и азота</b></p> <p>UDK:<br/>621.77.016.2:669.15—194.5-7<br/>ASM/SLA: N5f, F2; SSd, 2—60, 3—68</p>                         |
| 137   | 137   | 137   | 137  |
| <p>F. Vodopivec</p> <p><b>O poškodbah jekla v parovodih in metodah za njihovo opredelitev</b></p> <p>UDK:<br/>620.191.33:669.14.018.85:6-21.16<br/>ASM/SLA: Q7j, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72</p>  | <p>F. Vodopivec</p> <p><b>Über die Beschädigungen an Dampfleitungen und die Methoden für deren Bestimmung</b></p> <p>UDK:<br/>620.191.33:669.14.018.85:6-21.16<br/>ASM/SLA: Q7j, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72</p>  | <p>F. Vodopivec</p> <p><b>On Damages of Steel in Steam Pipelines and on Methods For Their Interpretation</b></p> <p>UDK:<br/>620.191.33:669.14.018.85:6-21.16<br/>ASM/SLA: Q7j, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72</p>                                     | <p>F. Vodopivec</p> <p><b>О повреждениях стали в паропроводах и методах их определения</b></p> <p>UDK:<br/>620.191.33:669.14.018.85:6-21.16<br/>ASM/SLA: Q7j, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72</p>  |
| 145   | 145   | 145   | 145  |
| <p><b>Tehnične novice</b></p> <p>A. Lagoja</p> <p><b>Jekla za hladno masivno preoblikovanje</b></p> <p>F. Legat</p> <p><b>Posebnosti pri cementaciji in karbonitraciji komadov malih dimenzij</b></p>   | <p><b>Technische Nachrichten</b></p> <p>A. Lagoja</p> <p><b>Stähle für Kaltmassivumformung</b></p> <p>F. Legat</p> <p><b>Besonderheiten beim zementieren und karbonitrieren von Stücken kleiner Abmessungen</b></p>   | <p><b>Technical News</b></p> <p>A. Lagoja</p> <p><b>Steels for cold mass working</b></p> <p>F. Legat</p> <p><b>Particularities in case-hardening and carbonitriding of small-size pieces</b></p>  | <p><b>Технические новости</b></p> <p>A. Lagoja</p> <p><b>Сталь для холодной массивной обработки</b></p> <p>F. Legat</p> <p><b>Особенности при цементации и карбонитрации деталей небольших размеров</b></p>  |
| 153   | 153   | 153   | 153  |
| 159   | 159   | 159   | 159  |





## Uporaba s CaAl polnjenje žice pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje

A. Šteblaj<sup>\*1</sup>; B. Koroušič<sup>\*\*2</sup>; J. Arh<sup>\*\*1</sup>;  
E. Bricelj<sup>\*\*1</sup>; M. Mencinger<sup>\*\*1</sup>

UDK: 669.046.558.6:669.14.018.26  
ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51

Izdelava in vlivanje jekel za hladno masivno preoblikovanje na napravi za kontinuirno vlivanje gredic kv. 135 mm. predstavlja zahtevno tehnološko nalogo. Kemična sestava jekla, glej tabelo 1, je specifična saj so to jekla, ki so pomirjena samo z aluminijem in praktično brez silicija (max. 0.05 %). Zato se občasno pojavljajo aluminatni vključki, ki povzročajo probleme pri vlivanju. Po drugi strani je njihov nastop v jeklu nezaželen, ker se pojavljajo kot gnezda v gredici. Zato, da bi nastale aluminatne vključke modificirali v obliko, ki negativno ne vpliva na vlivanje in kvaliteto vlite gredice, smo obdelali talino s CaAl polnjeno žico. V ta namen smo izdelali šest poizkusnih talin na 70 t EOP in prve rezultate teh preiskav podajamo v tem članku.

### UVOD

Železarna Jesenice ima poleg ploščatega programa tudi obsežen okrogli program v količini ca. 100.000 t na leto. V tej količini zavzemajo jekla za masivno preoblikovanje s ca. 20.000 t gotove proizvodnje v obliki vlečene žice in palic pomembno mesto. Tovrstna jekla imajo izredno visoko duktilnost, kar omogoča izdelavo končnih izdelkov s hladnim preoblikovanjem.

### KEMIČNA SESTAVA IN SPECIFIČNE LASTNOSTI IZDELAVE JEKLA ZA MASIVNO PREOBLIKOVANJE

Jeklo izdelujemo v treh kvalitetah, ki se med seboj ločijo samo po vsebnosti ogljika. Po sestavi tovrstna jekla

spadajo med maloogljikna jekla s smerno kemično sestavo, navedeno v tabeli 1. Vsebnost spremljajočih oligoelementov (po dolgoletnih izkušnjah v Železarni Jesenice) je strogo omejena, saj vsota Cu + Cr + Ni + Sn ne sme presegati 0.50 %.

Specifika tehnologije izdelave je predvsem v tem, da je jeklo pomirjeno z aluminijem in so predpisane meje 0.025—0.050 %. Pri tem je potrebno poudariti, da se jeklo vliva na napravi za kontinuirno vlivanje, kjer je znano, da visoka vsebnost aluminija v talini običajno predstavlja določene probleme pri vlivanju. Za uspešno vlivanje na kontinuirni napravi je potrebno izdelati čisto jeklo s čim manj nekovinskih vključkov in še ti morajo biti modificirani.

Jeklo je izdelano po duplex postopku EOP — VOD. V EOP opravimo odfosforenjenje in oksidacijo C, Si in delno Mn in ogrevanje taline na dokaj visoko prebodno temperaturo (ca. 1770 °C). Vso nadaljno izdelavo in obdelavo jekla izvedemo v VOD napravi. Kljub temu, da naredimo prebod taline skoraj brez oksidacijske pečne žilindre, imamo talino nepomirjeno in zato pride ob dodatku aluminija v ponovco pri preobodu do močnega odgorevanja aluminija in s tem do tvorbe aluminatnih nekovinskih vključkov. Količine aluminatnih vključkov so tolikšne, da jih tudi z rafinacijsko žilindro in obdelavo v vakuumu ne moremo dovolj odstraniti iz taline jekla. Predvsem neugodna je njihova struktura, gnezda aluminatnih vključkov, katere zasledimo v kontinuirni vliti gredici in tudi v

Tabela 1: Smerne kemične sestave jekel za hladno masivno preoblikovanje

Table 1: Direction chemical compositions of steels for cold mass forming

| Kvaliteta | Vsebnost elementov (%) |               |              |               |               |              |              |                |               |               |                |
|-----------|------------------------|---------------|--------------|---------------|---------------|--------------|--------------|----------------|---------------|---------------|----------------|
|           | C                      | Si            | Mn           | P             | S             | Cr           | Cu           | Al             | Sn            | Ni            | N <sub>2</sub> |
| JMP 05    | 0.06                   | max.<br>0.05  | 0.20<br>0.40 | max.<br>0.020 | max.<br>0.015 | max.<br>0.15 | max.<br>0.20 | 0.025<br>0.050 | max.<br>0.020 | max.<br>0.020 | max.<br>0.15   |
| JMP 10    | 0.06<br>0.10           | max.<br>0.10  | 0.20<br>0.40 | 0.020         | 0.015         | 0.15         | 0.20         | 0.025<br>0.050 | 0.020         | 0.15          | 0.010          |
| JMP 15    | 0.12<br>0.16           | max.<br>0.010 | 0.20<br>0.40 | 0.020         | 0.015         | 0.15         | 0.20         | 0.025<br>0.050 | 0.020         | 0.15          | 0.010          |

<sup>\*1</sup> Anton Šteblaj, dipl. ing. met. Železarna Jesenice, 64270 Jesenice

<sup>\*\*1</sup> J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger — Železarna Jesenice

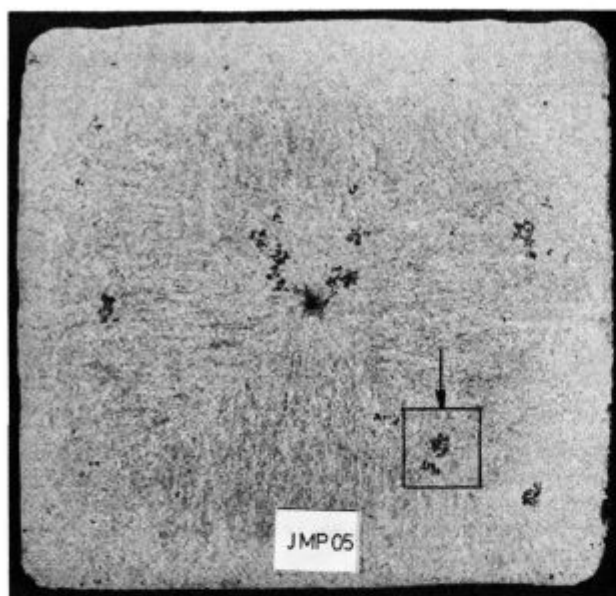
<sup>\*\*2</sup> B. Koroušič — Metalurški inštitut, 61000 Ljubljana, Lepi pot 11

<sup>\*\*</sup> Originalno objavljeno: ZB 24(1990)3

Rokopis prejet: maj 1990



predelanem stanju. Tako gnezdo aluminatnih vključkov vidimo iz makro posnetka lužilne ploščice na **sliki 1**.



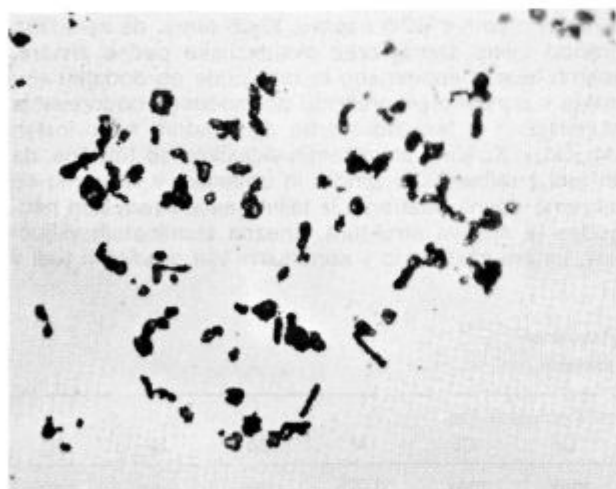
**Slika 1:**

Gnezda aluminatnih nekovinskih vključkov v kontinuirno vlti gredici kv. 135 mm.

**Fig. 1**

Clusters of aluminate nonmetallic inclusions in continuously cast 135 mm square billet

Metalografske preiskave na optičnem in elektronskem mikroskopu so potrdile našo predpostavko, da imamo opravka s čistimi aluminatnimi vključki. Mikro posnetki so vidni na **sliki 2 in 3**.



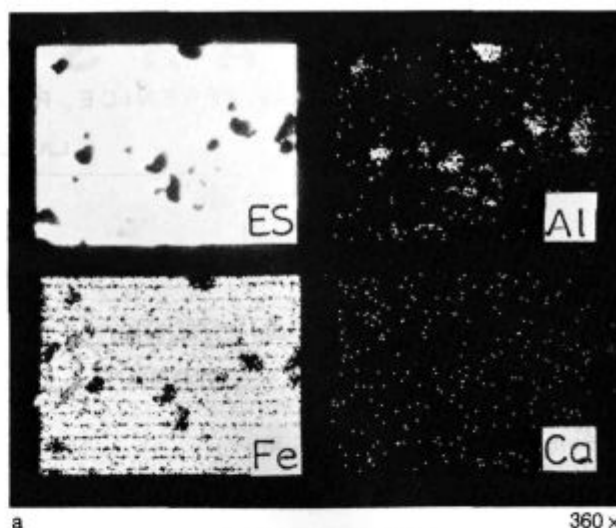
**Slika 2:**

Izgled aluminatnih nekovinskih vključkov v kontinuirno vlti gredici kv. 135 mm. (pov. 500 ×)

**Fig. 2**

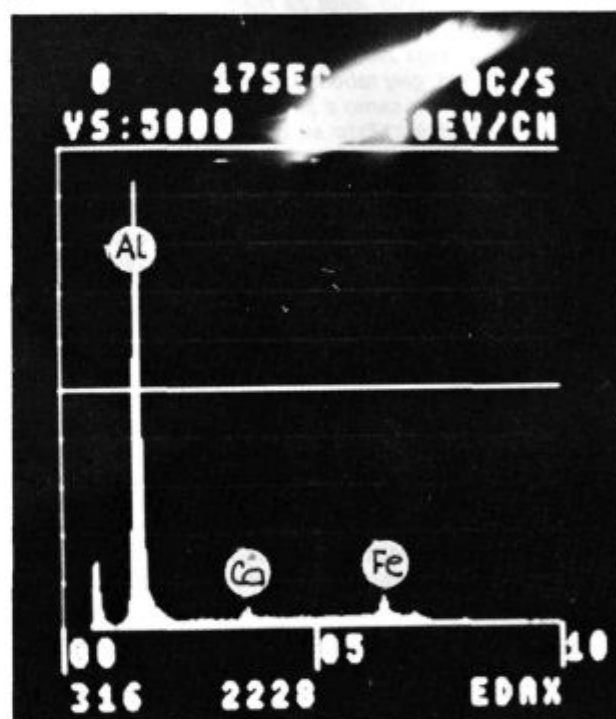
Appearance of aluminate nonmetallic inclusions in continuously cast 135 mm square billet (magn. 500 ×)

Železarna Jesenice je kot prva železarna v Jugoslaviji uvedla v redno proizvodnjo stroj za injektiranje polnjenih žic v tekoče jeklo. Danes modifikacija aluminatnih vključ-



a

360 x



b

**Slika 3:**

a) Elektronska slika in specifični rentgenski posnetki za Al, Fe in Ca (pov. 360 ×)

b) Analiza nekovinskih vključkov z EDAX-om

**Fig. 3**

a) Electron image and specific X-ray pictures for Al, Fe, and Ca (magn. 360 ×)

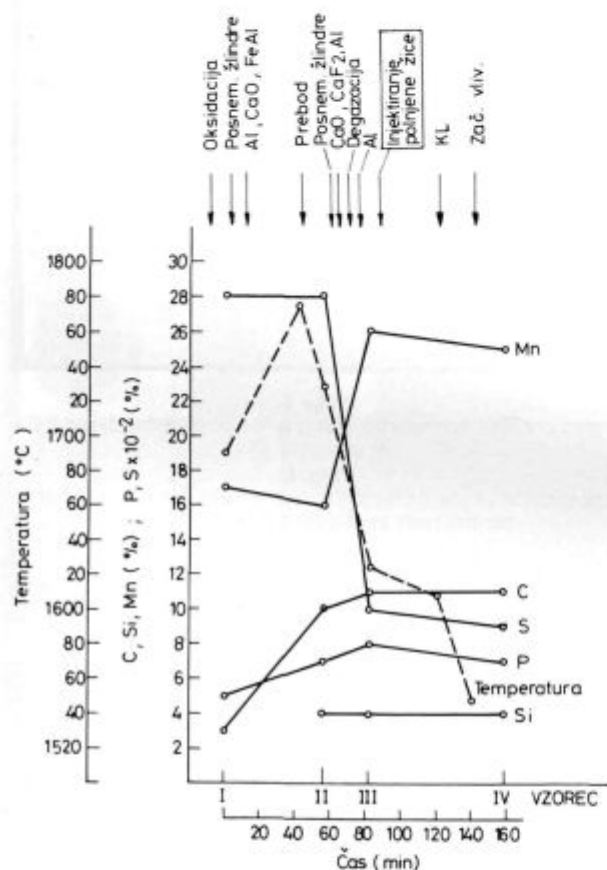
b) Analysis of nonmetallic inclusions with EDAX

kov s CaSi polnjeno žico ni tehnološki problem, ampak predstavlja osnovo novo vpeljane tehnologije. Zato smo metodo modifikacije vključkov pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje imeli za že osvojeno tehnologijo. Pa vendarle ni bilo tako. Če se povrnemo nekoliko nazaj in imamo pred očmi kemično sestavo jekla, vidimo, da smo omejeni s silicijem na maks. 0.05 %.

Torej uporaba CaSi, ki vsebuje ca. 60–70 % Si, ne pride v poštev. Prav to pa je tisto, kar nas je vodilo, da uporabimo za modifikacijo s CaAl polnjeno žico.

### UVAJANJE TEHNOLOGIJE INJEKTIRANJA

Za poizkuse smo uporabili polnjeno žico firme »TROSTBERG«, premera  $\varnothing$  9 mm. Kot polnilo smo imeli CaAl, in sicer je teža polnila 88 g/m polnjene žice. Pri tem je v 1 m polnjene žice delež Ca 27 g in Al 61 g. V enem kolutu je ca. 3 000 m žice, v žici ca. 263 kg polnila. Shematičen prikaz tehnologije izdelave jekla je na **sliki 4**. Po tej tehnologiji je bilo izdelanih šest poizkusnih talin.



Slika 4:

Shematičen prikaz tehnologije izdelave jekla za hladno masivno preoblikovanje

Fig. 4

Schematic presentation of steelmaking technology for steels for cold mass forming

### DOBLJENI REZULTATI

Končne kemične sestave izdelanih poizkusnih talin so vidne iz **tabele 2**.

Tabela 2: Končne kemične sestave poizkusnih talin  
Table 2: Final chemical compositions of test melts

| Talina | Kemična sestava (%) |      |      |       |       |       |
|--------|---------------------|------|------|-------|-------|-------|
|        | C                   | Si   | Mn   | P     | S     | Al    |
| 1      | 0.04                | 0.01 | 0.30 | 0.010 | 0.007 | 0.037 |
| 2      | 0.04                | 0.01 | 0.29 | 0.010 | 0.010 | 0.045 |
| 3      | 0.04                | 0.01 | 0.30 | 0.011 | 0.013 | 0.048 |
| 4      | 0.03                | 0.02 | 0.28 | 0.008 | 0.011 | 0.040 |
| 5      | 0.04                | 0.01 | 0.21 | 0.009 | 0.009 | 0.045 |
| 6      | 0.04                | 0.01 | 0.30 | 0.013 | 0.011 | 0.043 |

Količine, injektirane CaAl polnjene žice po posameznih talinah, so bile naslednje, **tabela 3**.

Tabela 3: Tehnološki parametri injektiranja polnjenih žic pri poizkusnih talinah

Table 3: Technological parameters of injecting filled wire into test melts

| Talina    | CaAl (m) | Polnilo (kg/t) | Ca (kg/t) | Al (kg/t) | Talina (t) |
|-----------|----------|----------------|-----------|-----------|------------|
| 1         | 625      | 0.764          | 0.234     | 0.529     | 72         |
| 2         | 650      | 0.794          | 0.243     | 0.550     | 72         |
| 3         | 500      | 0.637          | 0.195     | 0.442     | 70         |
| 4         | 370      | 0.434          | 0.133     | 0.300     | 74         |
| 5         | 680      | 0.842          | 0.258     | 0.584     | 71         |
| 6         | 600      | 0.743          | 0.228     | 0.515     | 71         |
| $\bar{X}$ | 571      | 0.702          | 0.215     | 0.487     | 72         |
| S         | 116      | 0.148          | 0.045     | 0.103     | 1.4        |

V **tabeli 4** prikazujemo vsebnosti Al, S in podatke o temperaturi taline v odvisnosti od časa injektiranja polnjene žice. Čas injektiranja polnjene žice je bil štiri minute.

Tabela 4: Aluminij, žveplo in temperatura taline pred injektiranjem polnjene žice in po njem

Table 4: Al, S, and temperature before and after injecting filled wire

| Talina    | Al <sub>1</sub> (%) <sup>*)</sup> | Al <sub>2</sub> (%) <sup>**)</sup> | T <sub>1</sub> (°C) | T <sub>2</sub> (°C) | S <sub>1</sub> (%) | S <sub>2</sub> (%) |
|-----------|-----------------------------------|------------------------------------|---------------------|---------------------|--------------------|--------------------|
| 1         | 0.025                             | 0.037                              | 1634                | 1609                | 0.011              | 0.007              |
| 2         | 0.023                             | 0.045                              | 1642                | 1615                | 0.013              | 0.010              |
| 3         | 0.033                             | 0.048                              | 1630                | 1610                | 0.017              | 0.013              |
| 4         | 0.030                             | 0.040                              | 1627                | 1610                | 0.013              | 0.011              |
| 5         | 0.023                             | 0.045                              | 1642                | 1604                | 0.011              | 0.009              |
| 6         | 0.034                             | 0.048                              | 1640                | 1610                | 0.013              | 0.011              |
| $\bar{X}$ | 0.028                             | 0.044                              | 1636                | 1609                | 0.013              | 0.010              |
| S         | 0.005                             | 0.004                              | 6                   | 4                   | 0.002              | 0.002              |

\*) pred injektiranjem žice

\*\*) po injektiranju žice

### Prirastek aluminija:

Količina polnila v mejah 0.4–0.8 kg/t taline je vezana na zelo močno reakcijo v času injektiranja žice. Posledica tega je velika kontaktna površina taline s plinsko fazo, kar vodi do relativno velikega odgora aluminija. Na sliki 5 a vidimo prirastek aluminija med injektiranjem, ki kaže vsebnost aluminija pred injektiranjem in po njem.

Povprečni izkoristek Al =  $32 \pm 7\%$ , kar je za to tehnologijo relativno malo.

### Odžveplanje taline

Na sliki 5 b je prikazano odžveplanje taline v času injektiranja žice. Količina injektiranega Ca je bila približno enaka vsebnosti žvepla v talini, to je ca. 200 g/t taline. Na osnovi izkušenj drugih raziskovalcev pri jeklih, ki imajo od 100–200 ppm žvepla, ob dodatku take količine Ca lahko pričakujemo, da se bo precejšnja količina Ca vezala na žveplo. Prav zato lahko pričakujemo tudi tvorbo CaS v kombinaciji z Mn, Fe in Al oksidi.

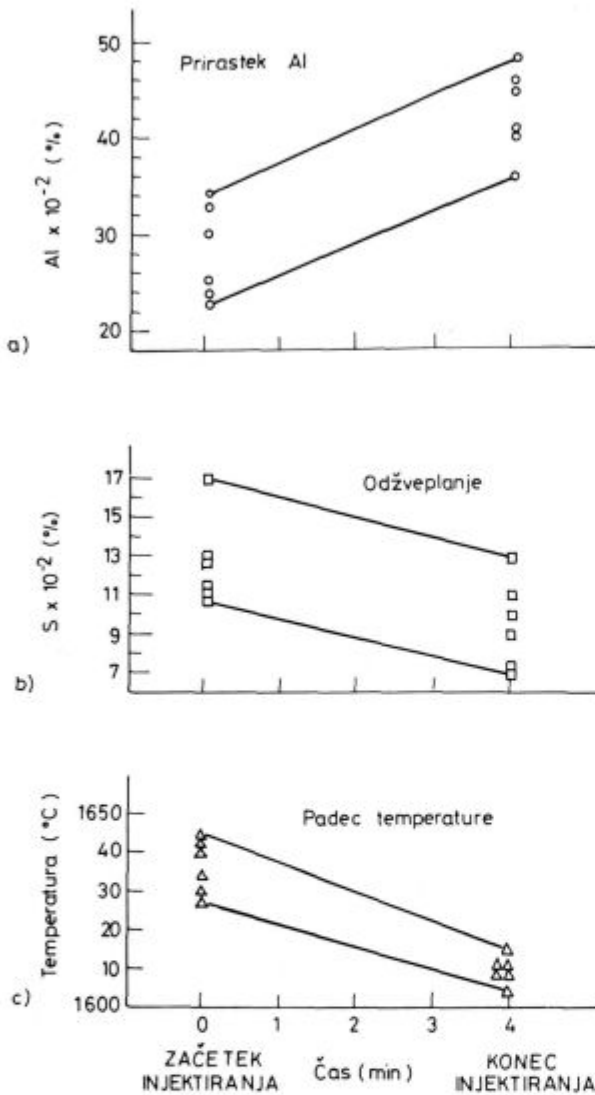
Stopnja odžveplanja je precejšnja,  $24 \pm 4\%$ , in je prav gotovo rezultat reakcije žvepla in Ca ter razžveplanja preko žilindre zaradi močnega mešanja taline.

### Padec temperature

Na sliki 5 c vidimo spremembo temperature taline kot posledico injektiranja polnjene žice. Obdelava podatkov kaže, da gre za padce temperature  $6-7^\circ\text{C}/\text{minuto}$ , kar je izredno veliko za tako velike ponovce (cca. 72 t taline). Običajno so pri taki ponovci padci od  $1-1.5^\circ\text{C}/\text{mi}$

nuto. To samo potrjuje vizuelno ocenitev, da je bila reakcija med talino in polnjeno žico izredno burna.

Na slikah 5a, 5b in 5c so grafično prikazane prej omenjene odvisnosti.



**Slika 5:**

Grafičen prikaz sprememb tehnoloških parametrov kot posledica injektiranja polnjene žice

**Fig. 5**

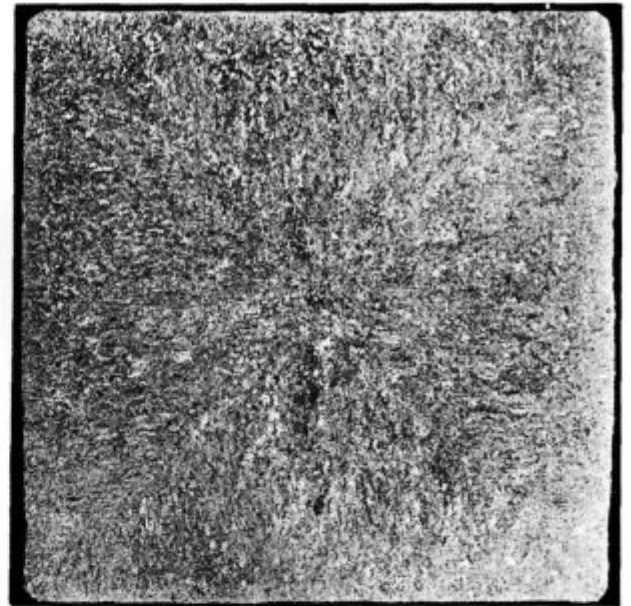
Graphical presentation of changed technological parameters as a consequence of injecting filled wire

#### METALOGRAFSKE PREISKAVE OBDELANIH TALIN

Na sliki 6 je makro posnetek lužilne ploščice, kjer je bila izvršena modifikacija in ni več vidnih gnezd aluminačnih nekovinskih vključkov.

Preiskave na optičnem mikroskopu so pokazale, da smo v nekaterih poizkusnih talinah dosegli popolno, v nekaterih delno modifikacijo, pri eni talini pa modifikacija ni bila uspešna. Mikroposnetki vseh treh tipov so na slikah 7, 8 in 9.

Tipi dobjenih nekovinskih vključkov so bili preiskani z vrstičnim elektronskim mikroskopom; rezultati so prikazani na slikah 10, 11 in 12.



**Slika 6:**

Izgled preseka kontinuirno vlite gredice po obdelavi taline s Ca-Al polnjeno žico

**Fig. 6**

Appearance of the cross section of continuously cast billet after the melt treatment by CaAl filled wire

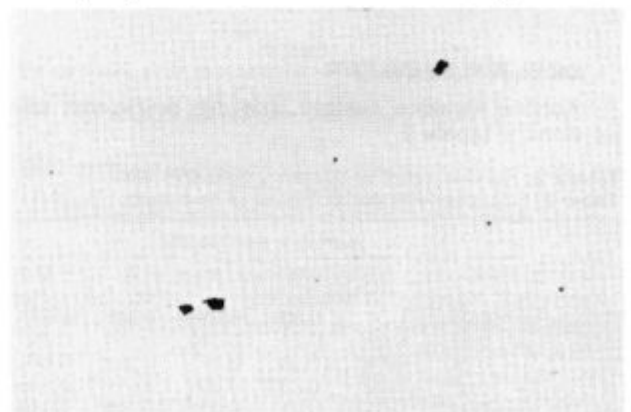


**Slika 7:**

Popolnoma modificirani nekovinski vključki (pov. 200 x)

**Fig. 7**

Completely modified nonmetallic inclusions (magn. 200 x)



**Slika 8:**

Delno modificirani nekovinski vključki (pov. 200 x)

**Fig. 8**

Partially modified nonmetallic inclusions (magn. 200 x)



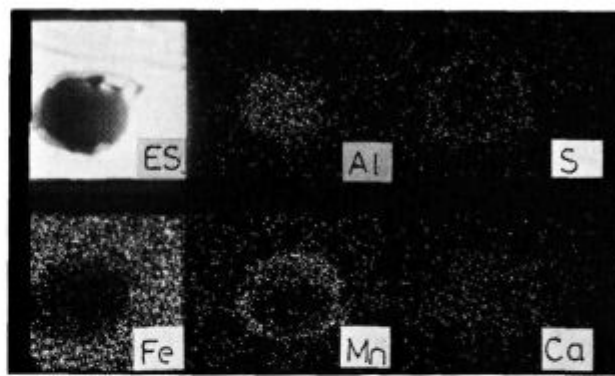


Slika 9:

Nemodificirani nekovinski vključki (pov. 200 x)

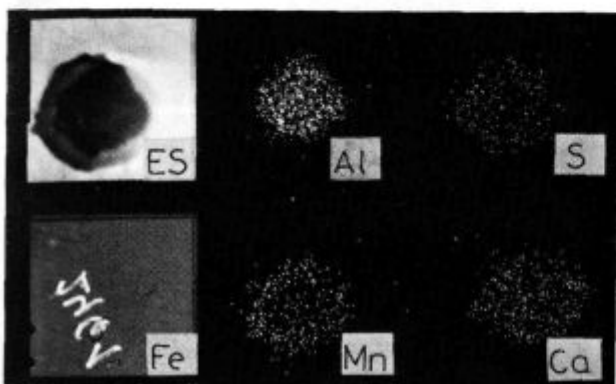
Fig. 9

Not modified nonmetallic inclusions (magn. 200 x)



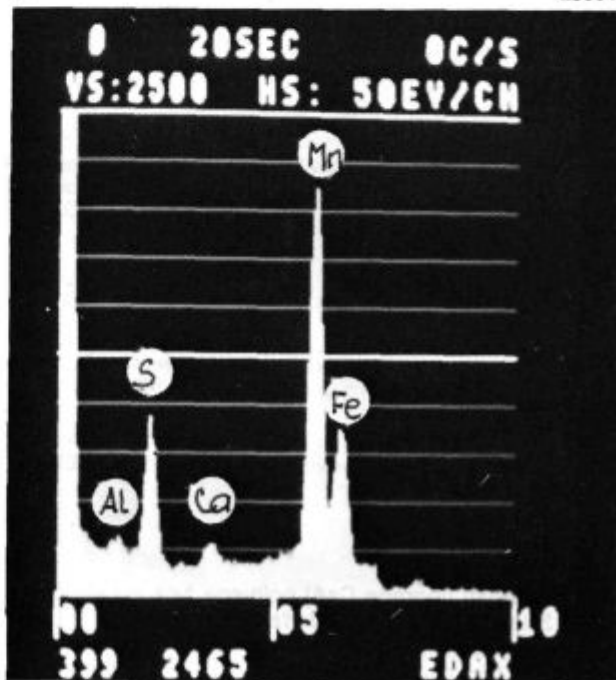
a

2500 x



a

2500 x



b

Slika 11:

a) Elektronska slika in specifični rentgenski posnetki za Al, S, Fe, Mn in Ca pri delno uspešni modifikaciji  
b) Analiza nekovinskih vključkov z EDAX-om

Fig. 11

a) Electron image and specific X-ray pictures for Al, S, Fe, Mn, and Ca for partially successful modification  
b) Analysis of nonmetallic inclusions with EDAX

**Ocena čistoče poizkusnih talin**

Čistoča poizkusnih talin je bila ocenjena po JK skali. Dobljeni rezultati so prikazani v tabeli 5.

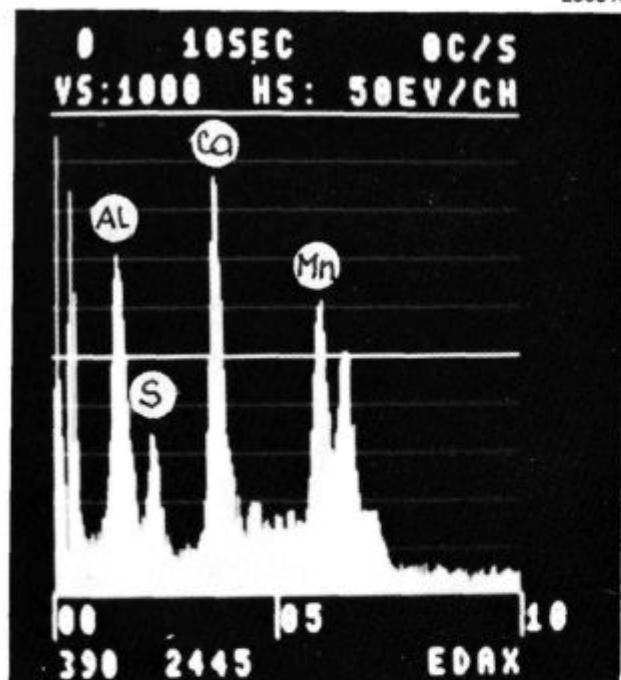
Tabela 5: Čistoča poizkusnih talin, ocenjena po JK skali

Table 5: Purity of test melts estimated by Jernkontoret test

| Talina | Sulfidi<br>A | Aluminati<br>B | Silikati<br>C | Oksidi<br>C | Σ    |
|--------|--------------|----------------|---------------|-------------|------|
| 1      | 0.20         | 0.20           | 0.00          | 1.80        | 2.20 |
| 2      | 0.20         | 0.00           | 0.00          | 1.80        | 2.00 |
| 3      | 0.20         | 0.00           | 0.00          | 1.80        | 2.00 |
| 4      | 0.20         | 0.60           | 0.00          | 1.40        | 2.20 |
| 5      | 0.20         | 0.00           | 0.00          | 1.60        | 1.80 |
| 6      | 0.20         | 0.20           | 0.00          | 1.80        | 2.20 |

$\bar{X} = 2.07$

S = 0.16



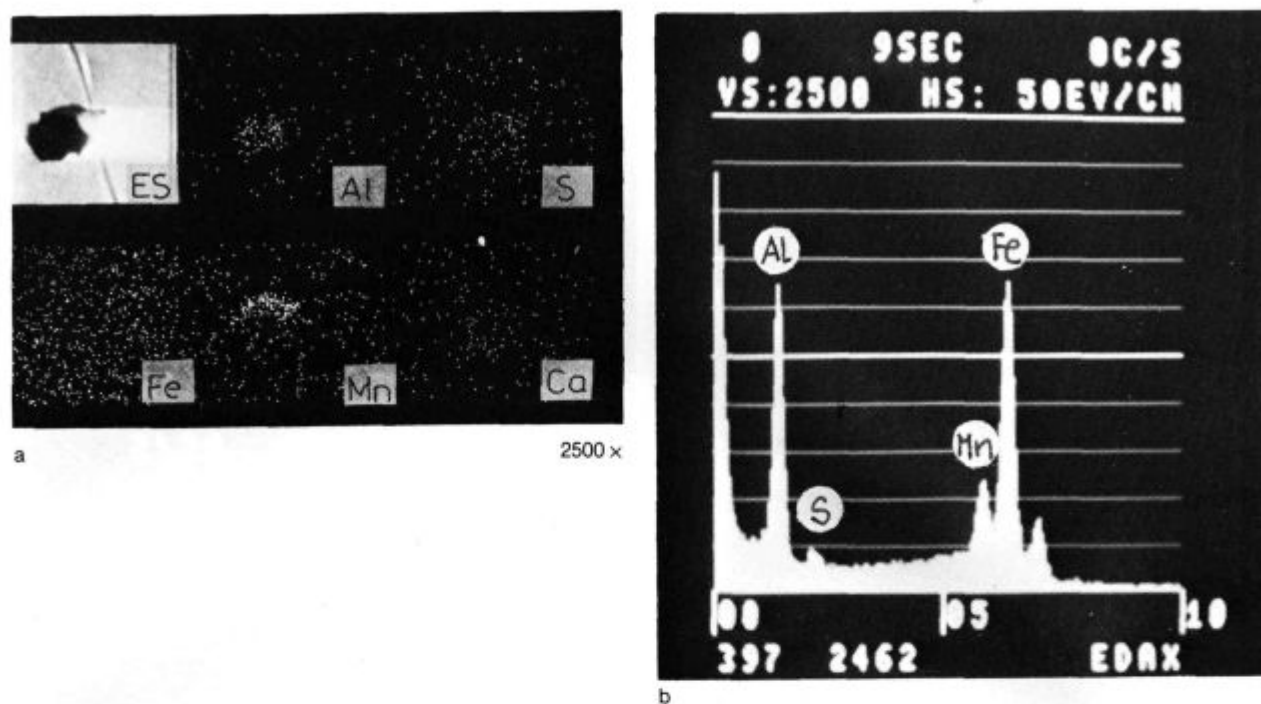
b

Slika 10:

a) Elektronska slika in specifični rentgenski posnetki za Al, S, Fe, Mn in Ca pri popolni modifikaciji  
b) Analiza nekovinskih vključkov z EDAX-om

Fig. 10

a) Electron image and specific X-ray pictures for Al, S, Fe, Mn, and Ca at complete modification  
b) Analysis of nonmetallic inclusions with EDAX



Slika 12:

- a) Elektronska slika in specifični rentgenski posnetki za Al, S, Fe, Mn in Ca pri neuspehi modifikaciji  
b) Analiza nekovinskih vključkov z EDAX-om

Fig. 12

- a) Electron image and specific X-ray pictures for Al, S, Fe, Mn, and Ca in unsuccessful modification  
b) Analysis of nonmetallic inclusions with EDAX

## ZAKLJUČKI

1. Možnosti uporabe CaAl polnjene žice pri obdelavi jekla v železarni Jesenice in doseženi rezultati kažejo, da je kontrola aluminija v talini možna v predpisanih mejah. Zato se da tudi aluminatne vključke modificirati. V bodoče bo pri nadaljnjem razvoju te tehnologije potrebno natančno opredeliti izhodno stanje taline, optimalno sestavo žilindre in izhodne vsebnosti žvepla.

2. Tehnologija je primerna za železarno Jesenice, in sicer za jekla z nizko vsebnostjo silicija, pri katerih je uporaba CaSi polnjene žice popolnoma izključena.

3. Ker so to prvi rezultati injektiranja z žico, polnjeno s CaAl, menimo, da je potrebno količino dodatka še optimizirati.

V žici se nahaja Ca in Al v čistem elementarnem stanju (ni spojine med Ca in Al) in zato prehod Ca iz taline v plinsko stanje spremlja burna reakcija, kar vodi do močnih temperaturnih padcev.

4. Čistoča jekla po obdelavi s CaAl polnjeno žico povsem ustreza zahtevam tujega in domačega trga.

## ZUSAMMENFASSUNG

Erzeugung und Giessen von Stählen für die Kaltmassivumformung an der Knüppelstranggiessanlage ist eine anspruchsvolle technologische Aufgabe. Aus der chemischen Zusammensetzung, siehe Tafel 1, ist ersichtlich, dass diese Stähle nur mit Aluminium beruhigt sind (Si = max 0,05%). Aluminateinschlüsse sind eine Begleiterscheinung bei dieser Erzeugung und damit verbundene Schwierigkeiten beim Giessen. Andererseits sind diese im Stahl unerwünscht da sie in Form von Ne-

stern in Knüppeln auftreten. Um die entstehenden Aluminateinschlüsse in eine für das Giessen und die Stahlqualität selbst unschädliche Form zu bringen sind die Schmelzen mit CaAl Fülldraht behandelt worden.

Es sind sechs Versuchsschmelzen in einem 70 t Lichtbogenofen erzeugt worden und die Ergebnisse sind in diesem Artikel dargestellt.

## SUMMARY

Making and casting steel for cold mass forming in the set-up for continuous casting of 135 mm square billets represents a demanding technological task. Chemical composition of steel (Table 1) is a specific one since those steels are killed only by aluminium, containing practically no silicon (max. 0.05 %). Thus periodically aluminate inclusions appear which cause problems in casting. On the other hand, their presence in steel is unde-

sired since they form clusters in the billets. In order to transform the formed aluminate inclusions into the shape which has no negative influence on the casting process and on the quality of cast billet the melt was treated by the CaAl filled wire. For this purpose six test melts were prepared in the 70 t EAF and the first obtained results of this investigation are presented in this paper.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изготовление и литье стали для холодной массивной деформации с помощью устройства непрерывного литья заготовок кв. 135 мм, представляет собой сложную технологическую задачу. Химический состав стали (см. таб. 1) специальный, так как эти виды стали стабилизированы только алюминием и фактически не содержат силиция (не более чем 0,05 %). Поэтому иногда образуются алуминатные включения, вследствие чего усложняется процесс литья. Их наличие в

стали нежелательно, так как они в заготовке образуются как гнезда. Для того чтобы образовавшиеся алуминатные включения модифицировались таким образом, чтобы они отрицательно не влияли на процесс литья и качество литой заготовки, расплав обрабатывается проволокой, заполненной CaAl. В этих целях изготавливается 6 испытательных расплавов на 70 т EOP — первые результаты указаны в настоящей статье.



# IZDELUJEMO

- debelo, srednjo in tanko pločevino
- hladno valjane trakove in pločevino
- dinamo trakove in pločevino
- nerjavne trakove in pločevino
- vlečeno, brušeno in pločevino
- valjano in vlečeno žico
- patentirano žico
- pleteno patentirano žico za prednapeti beton
- hladno oblikovane profile
- kovinske podboje za vrata
- dodajni material za varjenje
- žičnike
- jeklene odlitke
- tehnične pline

## NUDIMO TUDI USLUGE

- prevaljanja, vlečenja, iztiskanja  
in toplotne obdelave  
pločevin in žice

**120 let  
TRADICIJE  
ZNANJA**

**in  
KAKOVOSTI  
naših izdelkov**



**ŽELEZARNA JESENICE**

64270 Jesenice, Cesta železarjev 8  
telefon: (064) 81-231, 81-341, 81-441  
telex: 34526 ZELJSN, Jugoslavija  
telefax: 83 395

## Rekristalizacija feritnih nerjavnih jekel z zelo nizko vsebnostjo ogljika in dušika

P. Čížek<sup>\*\*</sup>, R. Říman<sup>\*\*</sup>, D. Kmetič<sup>\*\*</sup>, B. Arzenšek<sup>\*\*</sup>

UDK: 621.77.016.2:669.15—194.57  
ASM/SLA: N5f, F2, SSd, 2—60, 3—68

Nove jeklarske tehnologije so omogočile izdelavo izredno čistih feritnih nerjavnih jekel (superferitna jekla), imenovanih ELI (Extra Low Interstitials) jekla. Ta jekla so bistveno cenejša kot avstenitna nerjavna jekla in jih uspešno nadomeščajo, za določene namene pa imajo celo boljše uporabne lastnosti.

V delu so podani rezultati raziskav procesov poprave, poligonizacije in rekristalizacije pri vroči deformaciji dveh vrst superferitnih jekel.

### 1. UVOD

Možnost uporabe feritnih nerjavnih jekel je bila do nedavnega omejena zaradi nekaterih neugodnih lastnosti. Zaradi relativno visoke vsebnosti ogljika in dušika ima jeklo slabe vlečne sposobnosti, je krhko in se težko vari. Razvoj proizvodnje nerjavnih jekel po postopkih tehnologije AOD in VOD je omogočil bistveno znižanje vsebnosti ogljika in dušika (15). S tem so se v primerjavi s klasičnimi tipi feritnih nerjavnih jekel bistveno izboljšale uporabne lastnosti. Velik razvoj je bil dosežen na jeklih s približno vsebnostjo 17 % kroma, 2 % molibdena ter ogljika in dušika pod 0,020 %. Jekla so stabilizirana s titanom ali niobijem.

V nuklearnih elektrarnah se zahteva, da so nekateri deli, zlasti palice večjih premerov, izdelani iz feritnih nerjavnih jekel z nizko vsebnostjo ogljika in dušika. V ta namen se uporabljajo jekla tipa 015Cr17Ti in 015Cr17Mo2Nb. V tehnologiji izdelave večjih profilov pride v poštev le vroča predelava v kombinaciji s toplotno obdelavo. Zato smo se v raziskavi posvetili predvsem študiju vpliva procesov, ki potekajo med deformacijo v vročem in med žarjenjem po vroči predelavi, na mikrostrukturo matice (2, 3, 4, 5, 16).

Zaradi različnih mnenj o mehanizmu poprave in rekristalizacije feritnih nerjavnih jekel s 17 % kroma in nizko vsebnostjo ogljika in dušika pri predelavi v vročem (6, 7, 8, 9), smo želeli rezultate naših raziskav primerjati z literaturnimi podatki in opredeliti pogoje za obvladovanje tehnologije vroče predelave v praksi.

Cilj dela je bil pojasnitev mikrostrukturnih karakteristik pri popravi in rekristalizaciji med deformacijo v vročem in naknadnim žarjenjem superferitnih jekel 015Cr17Ti in 015Cr17Mo2Nb. Hitrosti poteka teh procesov so v preiskovanih jeklih izrazito različne.

Tabela 1: Kemična sestava jekel v procentih

| Vrsta jekla  | C     | Mn   | Si   | P     | S     | Cr    | Ni   | Mo   | Ti   | Nb   | Al    | N     |
|--------------|-------|------|------|-------|-------|-------|------|------|------|------|-------|-------|
| 015Cr17Ti    | 0,013 | 0,48 | 0,60 | 0,020 | 0,003 | 17,49 | 0,42 | 0,02 | 0,27 | —    | 0,047 | 0,007 |
| 015Cr17Mo2Nb | 0,011 | 0,47 | 0,51 | 0,029 | 0,007 | 17,08 | 0,49 | 1,98 | —    | 0,39 | 0,029 | 0,010 |

### 2. EKSPERIMENTALNI JEKLI IN PREISKOVALNE METODE

Kemična sestava feritnih nerjavnih jekel je dana v tabeli 1. Za študij procesov poprave in rekristalizacije smo uporabili klinaste preizkušance, ki smo jih vroče deformirali pri sorazmerno visokih hitrostih valjanja.

Izhodne vzorce, velikosti 40 × 40 × 250 mm, smo zaradi stabilizacije kristalnih zrn žarili 60 min. pri temperaturah 1000 in 1200°C. Vzorce smo nato v 30 min. ohladili na temperaturo valjanja in jih valjali v temperaturnem intervalu med 800° in 1100° C (tabela 2). Valjanje je potekalo na klinastem kalibru s hitrostjo od 3 do 9 s<sup>-1</sup>. Po valjanju smo vzorce hitro ohladili v vodi (v času do dveh sekund). Klinaste vzorce smo po dolžini prerezali na polovico in na mestih, kjer je debelina klina ustrazala deformaciji od 0,10, 20 . . . do 80 %, pripravili vzorce za metalografske preiskave. Deformacija ustreza izrazu

$$\varepsilon = \frac{H_0 - H}{H_0} \cdot 100 (\%),$$

kjer pomeni H<sub>0</sub>-začetno in H-končno višino valjanca.

Tabela 2: Pogoji valjanja klinastih preizkušancev

| Predgrevanje    | Temperatura valjanja (°C) | Ohlajanje |
|-----------------|---------------------------|-----------|
| 1000°C, 60 min. | 800                       | voda      |
| 1000°C, 60 min. | 1000                      | voda      |
| 1200°C, 60 min. | 800                       | voda      |
| 1200°C, 60 min. | 900                       | voda      |
| 1200°C, 60 min. | 1000                      | voda      |
| 1200°C, 60 min. | 1100                      | voda      |

Drugo polovico klinastih vzorcev smo nato dve uri žarili pri temperaturi 1000°C in ohladili v vodi.

Raziskave poprave in rekristalizacije pri majhnih hitrostih deformacije v temperaturnem intervalu med 850° in 1200°C smo naredili z nateznimi preizkusi. Preizkušance, premera 8 mm in dolžine 50 mm, smo izdelali iz vroče kovanih palic, premera 20 mm. Palice so bile po kovanju 30 min. žarjene na 1100°C in nato ohlajene v vodi. Deformacija vzorcev pri nateznem preizkusu je bila

\*\* Výzkumný ústav hutnictví železa, pob. Karlštejn

\*\* Slovenske železarnice, Metalurški inštitut v Ljubljani

\*\*\* Originalno objavljeno: ZEZB 24 (1990) 3

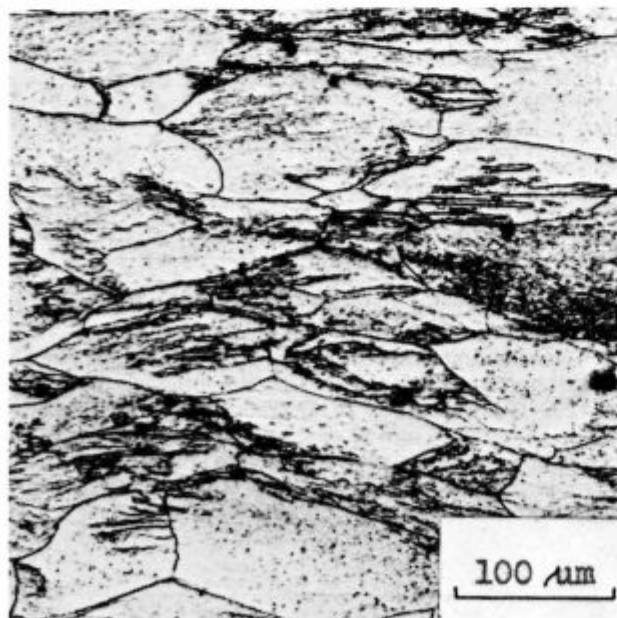
\*\*\* Rokopis prejet: junij 1990



40% pri hitrosti deformiranja  $5,9 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$ . Vzorce smo takoj po deformaciji ohladili v vodi ali pa 5, 10 in 30 min. žarili na temperaturi deformacije in nato ohladili v vodi. Metalografske preiskave z optičnim mikroskopom in TEM smo naredili na vzorcih, izrezanih v vzdolžni smeri iz sredine nateznih preizkušancev. Obruse za optično mikroskopijo smo jedkali v raztopini iz 50 volumskih delov  $\text{HNO}_3$  in 50 volumskih delov vode. Velikost kristalnih zrn smo določili s primerjalno metodo po ASTM standardu. Folije za transmisijsko mikroskopijo smo pripravili z opremo Tenupol 2 fy Struers v raztopini iz 10 delov  $\text{HClO}_4$  in 90 delov metanola pri temperaturi  $-35^\circ\text{C}$  in napetosti 20 V. Preiskave v TEM smo naredili pri pospeševalni napetosti 100 KV.

### 3. REZULTATI PREISKAV VALJANJA KLINASTIH PREIZKUŠANCEV

Preiskovani jekli imata pri valjanju klinastih preizkušancev v temperaturnem intervalu med  $800^\circ\text{C}$  in  $1100^\circ\text{C}$  in pri hitrostih deformacije od 3 do  $9 \text{s}^{-1}$  podobne mikrostrukturne spremembe. Mikrostrukturne značilnosti so podobne tako pri ekstremno veliki izhodni velikosti kristalnih zrn, ki je po enournem žarjenju pri temperaturi  $1200^\circ\text{C}$  med  $-2$  in  $-3$ , kot tudi pri znatno manjši povprečni velikosti zrn, ki se izoblikujejo pri enournem žarjenju pri temperaturi  $1000^\circ\text{C}$  in imajo po ASTM klasifikaciji velikost 2 do 4. Mikrostruktura je v vseh primerih iz velikih prvotnih zrn, deformiranih v smeri valjanja, v katerih se opazijo meje subzrn (slika 1). Pri jeklu 015Cr17Ti smo v mikrostrukturi vzorcev pri deformacijah, večjih od 30%, v celotnem temperaturnem intervalu valjanja opazili majhen delež enakoosnih rekristaliziranih kristalnih zrn. Pri jeklu 015Cr17Mo2Nb smo v mikrostrukturi opazili rekristalizirana zrna pri 30% deformacijah pri temperaturah deformacije  $900^\circ\text{C}$  in več. Delež rekristaliziranih zrn



**Slika 1**

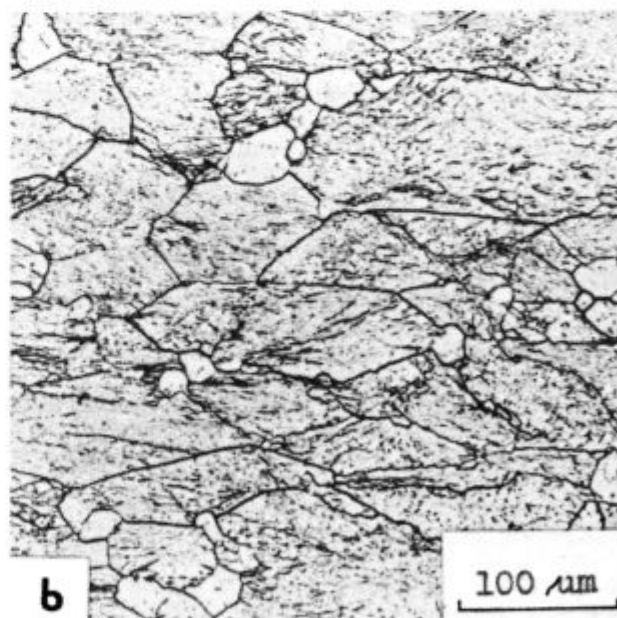
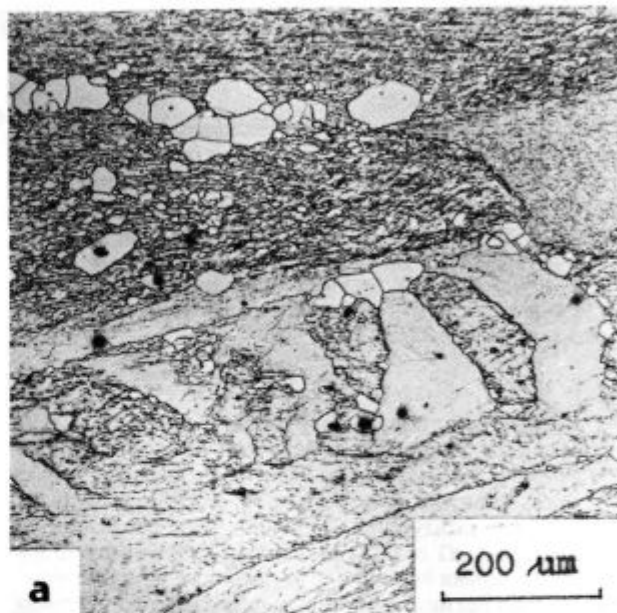
Mikrostruktura jekla 015Cr17Mo2Nb (60 min. žarjeno na temperaturi  $1000^\circ\text{C}$ ) po valjanju klinastega preizkušanca pri temperaturi  $800^\circ\text{C}$  in 40% deformaciji.

**Fig. 1**

Microstructure of 015Cr17Mo2Nb steel (60 min. annealed at  $1000^\circ\text{C}$ ) after rolling wedge test piece at  $800^\circ\text{C}$ , and 40% deformation

narašča z naraščajočo deformacijo in temperaturo deformacije (slika 2).

Preiskave vzorcev klinastih preizkušancev, zvaljanih pri temperaturi  $800^\circ\text{C}$  (slika 3a in 3b) v TEM so pokazale, da so v posameznih področjih poleg enakoosnih subzrn še v smeri deformacije razpotegnjena subzrna. Znotraj teh zrn se opazijo enakoosna področja, ki so med seboj ločena z mejami iz mrež individualnih dislokacij. Te ka-

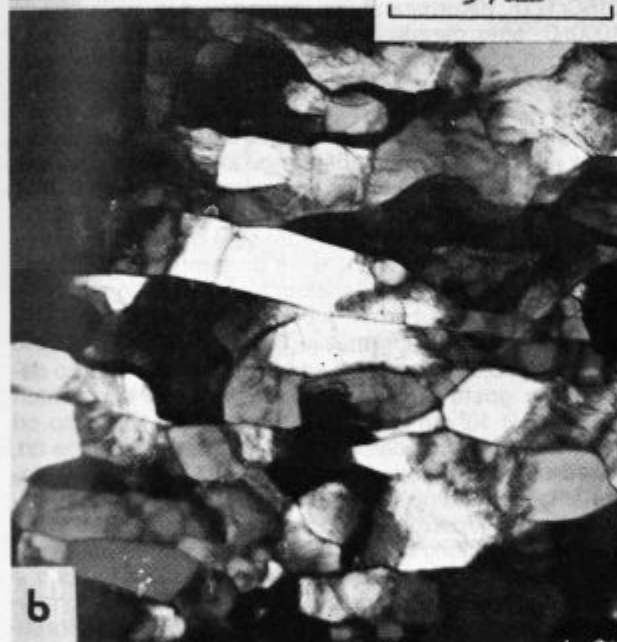
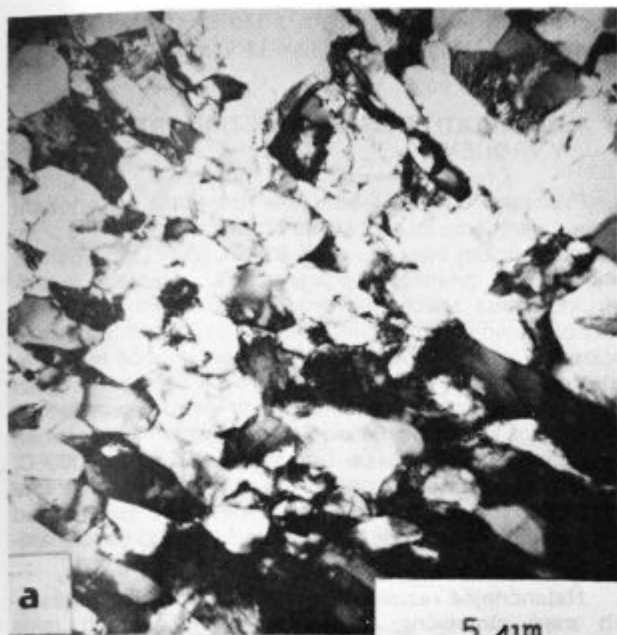


**Slika 2**

Mikrostruktura po valjanju klinastih preizkušancev:  
a) jeklo 015Cr17Ti, žarjeno 60 min. na temperaturi  $1200^\circ\text{C}$ , temperatura valjanja  $800^\circ\text{C}$ , 70% deformacija,  
b) jeklo 015Cr17Mo2Nb, žarjeno 60 min. na temperaturi  $1000^\circ\text{C}$ , temperatura valjanja  $1000^\circ\text{C}$ , 40% deformacija.

**Fig. 2**

Microstructure after rolling wedge test pieces:  
a) steel 015Cr17Ti, annealed 60 min. at  $1200^\circ\text{C}$ , rolling temperature  $800^\circ\text{C}$ , 70% deformation  
b) steel 015Cr17Mo2Nb, annealed 60 min. at  $1000^\circ\text{C}$ , rolling temperature  $1000^\circ\text{C}$ , 40% deformation



**Slika 3**

Subzrna v jeklu 015Cr17Mo2Nb. Klinasti preizkušanci so bili 60 min. žarjeni pri temperaturi 1000°C in valjani pri temperaturi 800°C, 40 % deformacija:

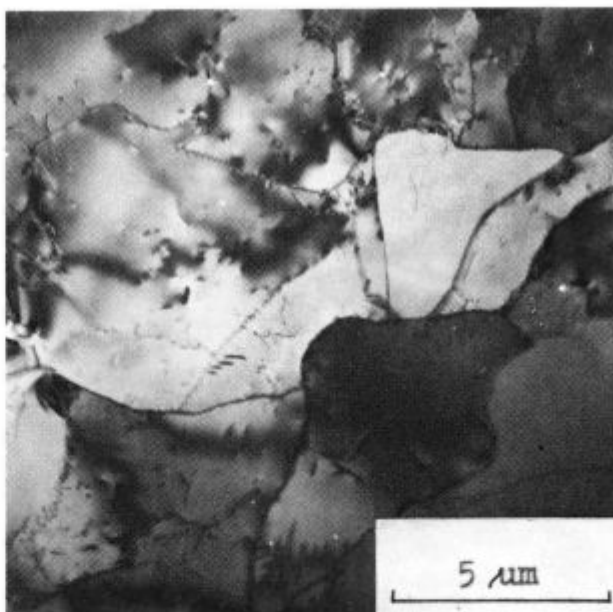
a) področje drobnih subzrn, b) področje grobih subzrn.

**Fig. 3**

Subgrains in 015Cr17Mo2Nb steel. Wedge test pieces were 60 min. annealed at 1000°C, and rolled at 800°C, 40 % deformation:

a) region of fine subgrains b) region of coarse subgrains

rakteristike so značilne za procese dinamične poligonizacije pri relativno nizkih temperaturah deformacije in visokih deformacijskih hitrostih. Študij morfologije subzrn pri valjanju klinastih preizkušancev pri temperaturi 1000°C v TEM in z difrakcijo je pokazal, da nastajajo približno enakoosna subzrna (**slika 4**). Ta subzrna so ločena z ostrimi mejami pod kotom disorientacije, ki je praviloma manjši od 5°.



**Slika 4**

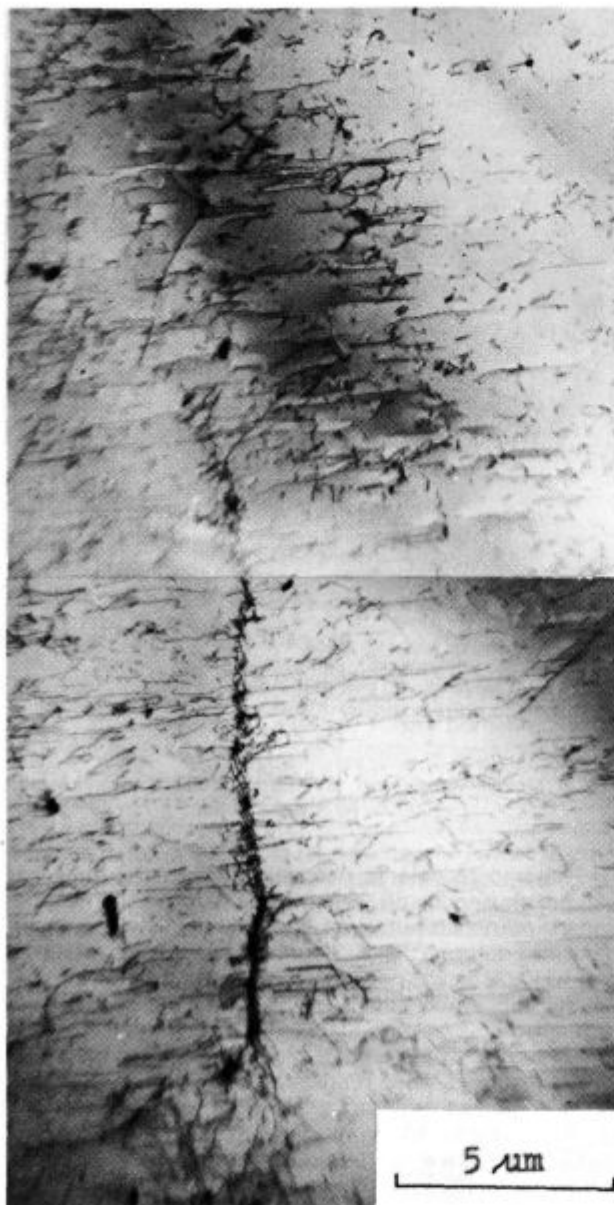
Subzrna v dinamično rekristaliziranem zrnju. Jeklo 015Cr17Mo2Nb je bilo 60 min. žarjeno pri temperaturi 1000°C in valjano pri temperaturi 1000°C, 40 % deformacija.

**Fig. 4**

Subgrains in dynamically recrystallized grain. Steel 015Cr17Mo2Nb was 60 min. annealed at 1000°C, and rolled at 1000°C, 40 % deformation

Kot smo že omenili, nastajajo v mikrostrukturi klinastih preizkušancev pri 30 % in večji deformaciji tudi enakoosna rekristalizirana zrna. Ta zrna nastajajo zaradi mehanizma deformacijsko pogojene migracije kristalnih mej (**slika 2a** in **2b**) praviloma najprej na tromejah in mejah prvotnih zrn. Glede na hitrost ohlaiditve vzorcev v vodi (največ do 2 sekundi) lahko sklepamo, da so ta rekristalizirana zrna rezultat dinamične rekristalizacije, ki ji je sledila metadinamična rekristalizacija. Ta domneva je potrjena s preiskavami v transmisijskem elektronskem mikroskopu. Na **sliki 5** je prikazana visoka gostota dislokacij in submeje v substrukturi rekristaliziranega zrna. Prikazani rezultati dokazujejo, da je bilo opazovano rekristalizirano zrno po svojem nastanku, tudi z upoštevanjem mehanizma koalescence subzrn, ponovno deformirano, zato menimo, da je nastalo kot produkt dinamične rekristalizacije. Zato lahko trdimo, da pri valjanju klinastih preizkušancev, pri sorazmerno visokih hitrostih deformacije, v dinamično poligonizirani matici poteče tudi dinamična rekristalizacija, in to na mestih, kjer pride do prekoračitve kritične deformacije, potrebne za ta proces (**7** in **8**). Največji delež rekristaliziranih zrn v mikrostrukturi je znašal pri 70 do 80 % deformaciji približno 30 %.

Med dveurnim žarjenjem valjanih klinastih vzorcev pri temperaturi 1000°C poteka statična rekristalizacija matic, ki je bila dinamično poligonizirana. Odvisnost sprememb velikosti rekristaliziranih zrn je glede na izhodno stanje, temperaturo valjanja in deformacijo prikazana v rekristalizacijskih diagramih na **slikah od 6a do 6d**. Povprečna velikost kristalnih zrn v izhodnem stanju (žarjenje pri temperaturah 1000 in 1200°C) je podana pri ničelni deformaciji. V diagramih se vidijo pogoji valjanja klinastih preizkušancev, pri katerih dobimo po žarjenju popolno statično rekristalizacijo. Delež nerekristaliziranih področij v mikrostrukturi v nobenem primeru ni presegel 20 %. Na diagramih se vidi, da se pri deformacijah v tempera-



**Slika 5**

Substruktura dinamično rekristaliziranega zrna v jeklu 015Cr17Mo2Nb. Klinasti preizkušanelec je bil 60 min. žarjen pri temperaturi 1000°C in valjan pri temperaturi 1000°C, 40 % deformacija.

**Fig. 5**

Substructure of dynamically recrystallized grain in steel 015Cr17Mo2Nb. Wedge test piece was 60 min. annealed at 1000°C, and rolled at 1000°C, 40 % deformation

turnem intervalu med 800 in 1000°C z naraščajočo deformacijo velikost zrn ustali in ni odvisna od nadaljnjega naraščanja deformacije. To potrjujejo tudi rezultati preiskav reference 10.

Pri jeklu, vrste 015Cr17Ti, poteka statična rekristalizacija v primerjavi z jeklom 015Cr17Mo2Nb pri istih pogojih valjanja, vendar bistveno hitreje. Večjo rekristalizacijsko sposobnost nam potrjujejo tudi rezultati mikrostrukturnih preiskav vzorcev neposredno po valjanju. Znake rekristalizacije smo opazili že na vzrocih, zvaljanih pri temperaturi 800°C, medtem ko smo opazili razvoj teh

procesov pri jeklu, legiranem z Mo in stabiliziranim z Nb, pri 100°C višji deformacijski temperaturi.

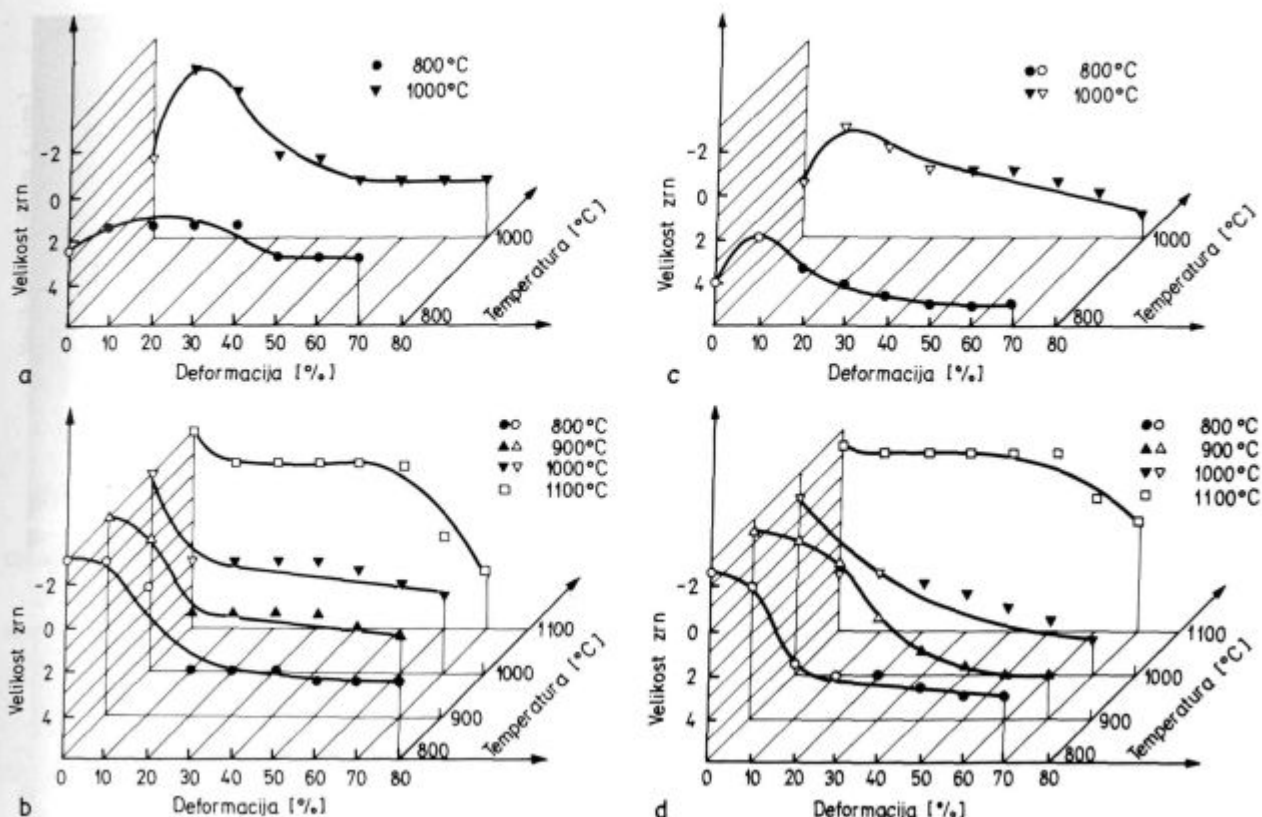
#### 4. REZULTATI PREISKAV NATEZNIH PREIZKUSOV V VROČEM

Procesi mehčanja obeh jekel potekajo pri enoosni 40 % deformaciji in hitrosti deformacije  $5,9 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , v temperaturnem intervalu med 850 in 1200°C, na osnovi mehanizma dinamične poligonizacije. Nastala mikrostruktura ima značilnosti prvotnih kristalnih zrn, ki so razpotegnjena v smeri deformacije in v katerih so mreže subzrn. Velikost subzrn narašča z naraščajočo temperaturo deformacije (slike 7a–7d). To se zelo jasno opazi pri analizi subzrn v transmisijem elektronskem mikroskopu. Na slikah od 8a do 8d so prikazane značilnosti vzorcev, deformiranih pri temperaturah 850 in 1000°C. Difrakcijska analiza in opazovanje sprememb kontrasta pri nagibu folij sta pokazala, da so meje med subzrni pod zelo majhnim kotom dezorientacije, ki je praviloma manjši od 3°.

Natančnejše raziskave o značilnostih subzrn, nastalih med dinamično poligonizacijo na vzorcih jekla 015Cr17Ti, deformiranih pri temperaturah 850, 900 in 1000°C, smo naredili z vrednotenjem srednje velikosti subzrn in povprečne gostote dislokacij. 40 % deformacija (logaritmična deformacija 0,34) ustreza v diagramu napetost – deformacija stanju poteka procesov dinamične poligonizacije za vse temperature deformacije. Odvisnost velikosti subzrn in gostote dislokacij od temperature deformacije je prikazana v diagramih na slikah 9 in 10 (11). Srednja velikost subzrn linearno narašča z deformacijsko temperaturo od vrednosti 4,6 μm pri temperaturi 850°C do vrednosti 12,6 μm pri temperaturi 1000°C. Na sliki 10 je prikazana analogna odvisnost gostote dislokacij znotraj subzrn. Povprečna gostota dislokacij je pri temperaturah deformacije 850°C in 900°C približno enaka in je  $5,0 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$ . Z naraščajočo temperaturo deformacije gostota dislokacij pada in je pri temperaturi 1000°C  $3,2 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$ . Za jeklo, vrste 015Cr17Ti, smo pri temperaturi deformacije 1000°C, na osnovi Kikuchiho črt, naredili natančne preiskave sprememb kota skupne dezorientacije med posameznimi subzrni v dinamično poligonizirani mikrostrukturi. Iz premika linij med sosednjimi subzrni smo merili horizontalno komponento kota skupne dezorientacije, glede na rotacijsko os vzporedno z ravnino folije (elektronodigram, 12). Azimutne komponente kota dezorientacije subzrn glede na os, vzporedno z elektronskim snopom (12), nismo določili, ker je bila napaka pri meritvah prevelika (približno  $\pm 1^\circ$ ). Rezultati tridesetih meritev so prikazani na sliki 11. Horizontalna komponenta kota dezorientacije se giblje v mejah od 0,2 do 2,6°, povprečna vrednost pa je 0,8°. Navedene ugotovitve se ujemaajo z mnenji avtorjev referenc 13 in 14, ki navajajo, da imajo meje subzrn, nastalih med vročim preoblikovanjem, nizkokotni karakter s kotom dezorientacije, manjšim od 3°.

Povišanje deformacijske temperature na 1100°C, oz. 1200°C ne vodi samo k znatnemu povečanju subzrn, temveč poteka tudi deformacijsko inducirana migracija kristalnih mej izhodnih zrn. Zato ima predvsem jeklo 015Cr17Mo2Nb izrazito velika kristalna zrna (sliki 7c in 7d). Migracijo visokotnih mej lahko v principu opredelimo kot rekristalizacijski proces. Upoštevaty moramo le, da to ni klasičen rekristalizacijski proces z nastankom in rastjo novih zrn. Iz primerjave značilnosti subzrn, nastalih pri relativno počasni deformaciji pri vročem nateznem preizkusu in pri znatno višjih deformacijskih hitrostih va-



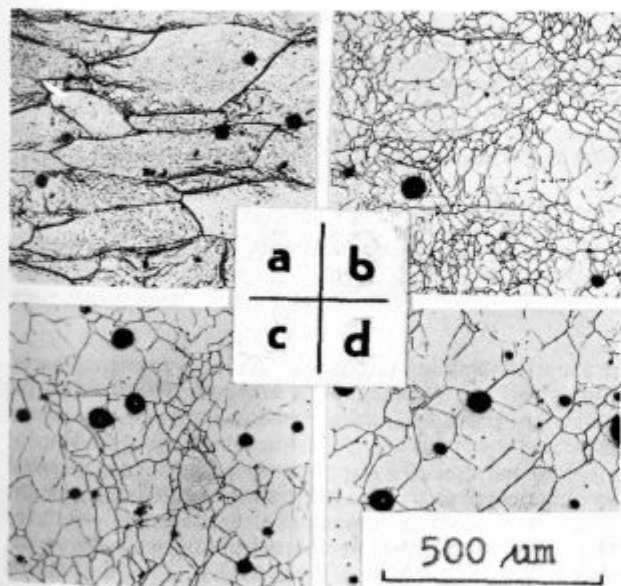


Slika 6

Rekristalizacijski diagrami valjanih klinastih preizkušancev žarjenih 2 uri pri temperaturi 1000°C in nato ohlajenih v vodi:  
 a) jeklo 015Cr17Ti, pred valjanjem 60 min. žarjeno pri temperaturi 1000°C,  
 b) jeklo 015Cr17Ti, pred valjanjem 60 min. žarjeno pri temperaturi 1200°C,  
 c) jeklo 015Cr17Mo2Nb, pred valjanjem 60 min. žarjeno pri temperaturi 1000°C,  
 d) jeklo 015Cr17Mo2Nb, pred valjanjem 60 min. žarjeno pri temperaturi 1200°C  
 (na krivuljah označujejo polni simboli popolnoma rekristalizirano mikrostrukturo, prazni pa delno rekristalizirano mikrostrukturo).

Fig. 6

Recrystallization plots of rolled wedge test pieces annealed 2 hours at 1000°C, and then cooled in water:  
 a) steel 015Cr17Ti, before rolling 60 min. annealed at 1000°C,  
 b) steel 015Cr17Ti, before rolling 60 min. annealed at 1200°C,  
 c) steel 015Cr17Mo2Nb, before rolling 60 min. annealed at 1000°C,  
 d) steel 015Cr17Mo2Nb, before rolling 60 min. annealed at 1200°C  
 (full symbols represent completely recrystallized microstructure, empty ones partially recrystallized microstructure)

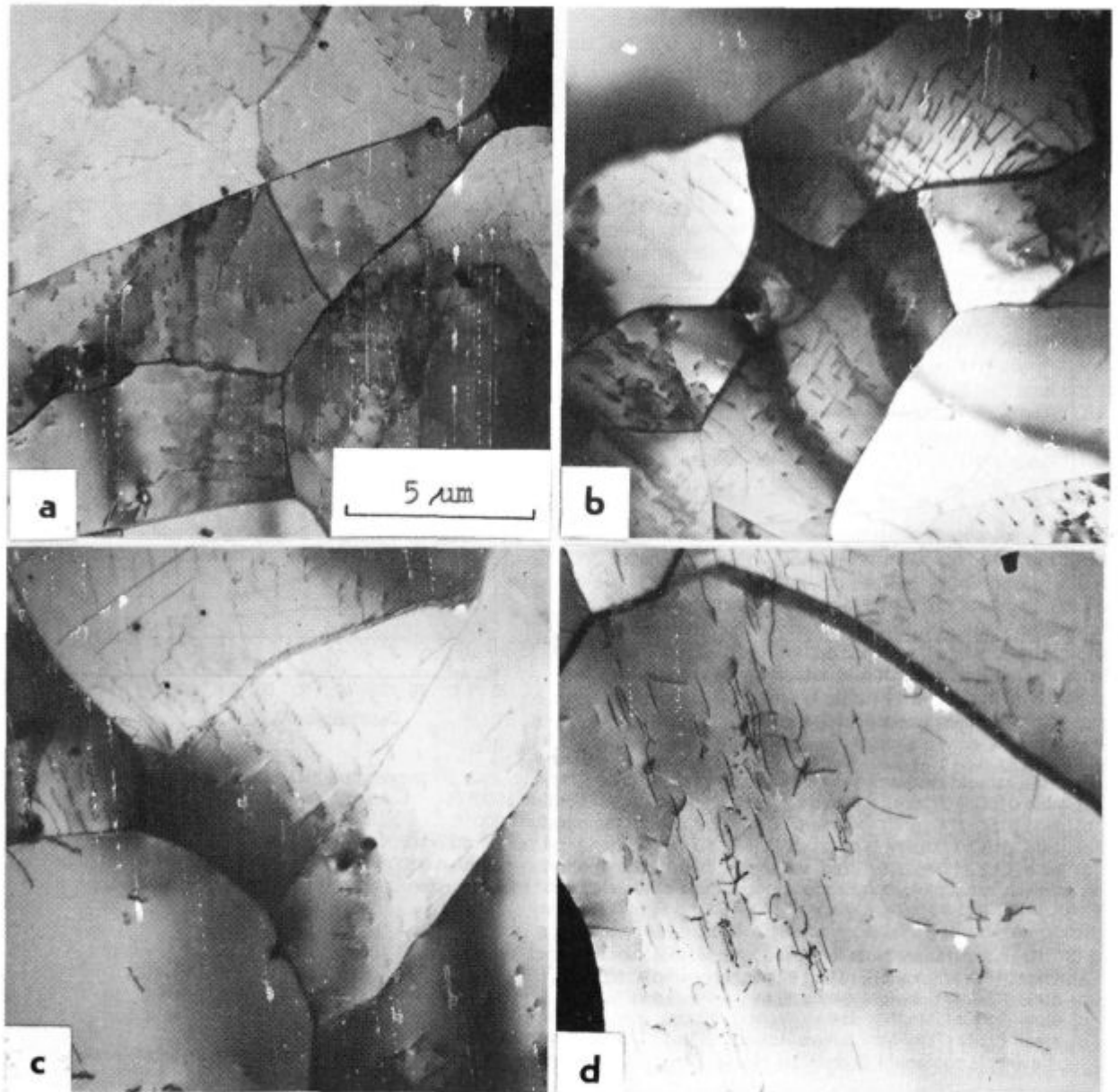


Slika 7

Mikrostruktura jekla 015Cr17Mo2Nb po vročem nateznem preizkusu pri 40 % deformaciji pri temperaturah:  
 a) 850°C, b) 1000°C, c) 1100°C in d) 1200°C.

Fig. 7

Microstructure of 015Cr17Mo2Nb steel after hot tensile test at 40 % deformation and temperatures:  
 a) 850°C, b) 1000°C, c) 1100°C, and d) 1200°C



Slika 8

Subgrna v jeklu po vročem nateznem preizkusu pri 40 % deformaciji:

- a) jeklo 015Cr17Ti, temperatura deformacije 850° C,
- b) jeklo 015Cr17Mo2Nb, temperatura deformacije 850° C,
- c) jeklo 015Cr17Ti, temperatura deformacije 1000° C,
- d) jeklo 015Cr17Mo2Nb, temperatura deformacije 1000° C.

Fig. 8

Subgrains in steel after hot tensile test at 40 % deformation:

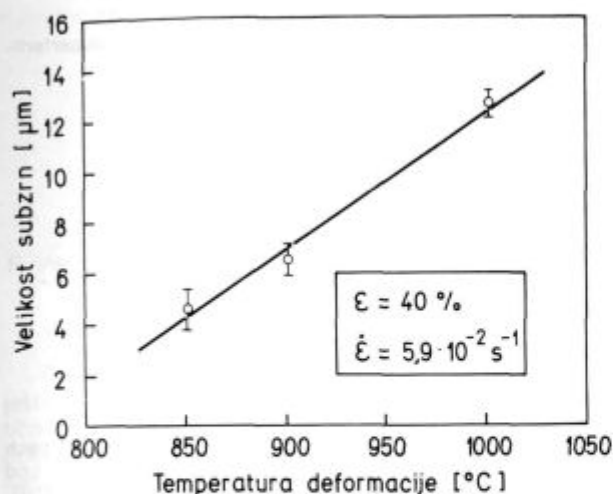
- a) steel 015Cr17Ti, temperature of deformation 850° C,
- b) steel 015Cr17Mo2Nb, temperature of deformation 850° C,
- c) steel 015Cr17Ti, temperature of deformation 1000° C,
- d) steel 015Cr17Mo2Nb, temperature of deformation 1000° C.

ljanja klinastih preizkušancev pri istih temperaturah in deformacijah sledi, da se pri nižjih deformacijskih hitrostih ustvarja bolj stabilna dinamično poligonizirana mikrostruktura z značilnimi enoosnimi subzrni večjih dimenzij. Te ugotovitve so v skladu z mehanizmom dinamične poprave v kovinskih sistemih, ki imajo visoko energijo, napake zloga.

Pri žarjenju vzorcev na temperaturah, pri katerih smo naredili natezne preizkuse, je matica, v kateri so potekali

procesi dinamične poprave, statično rekrystalizirana. Rekrystalizirana kristalna zrna vzorcev, deformiranih pri nateznem preizkusu, so v primerjavi z vzorci, valjanimi pri enakih temperaturah in deformacijah, veliko bolj groba. To dejstvo si lahko razlagamo z nastankom stabilne dinamično poligonizirane mikrostrukture, ki je nastala pri relativno počasni deformaciji. Količina za nastanek novih rekrystaliziranih zrn je v taki mikrostrukturi malo. Pri večjih deformacijskih hitrostih je poligonizirana mikrostruktura



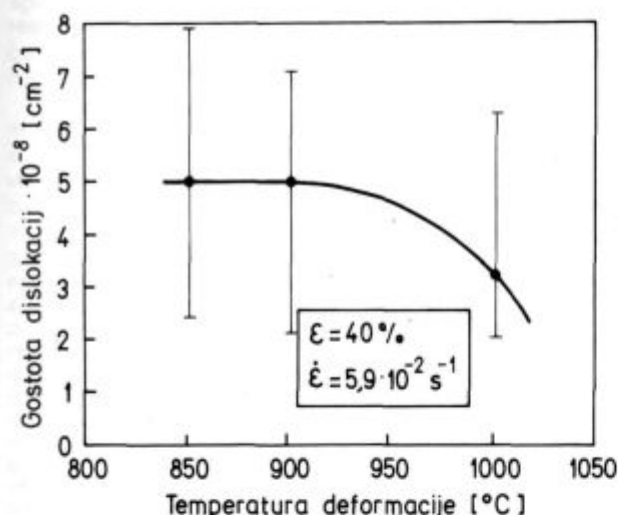


Slika 9

Odvisnost povprečne velikosti subzrn od temperature vročega nateznega preizkusa za jeklo 015Cr17Ti.

Fig. 9

Relationship between the average size of subgrains and the temperature of hot tensile test for 015Cr17Ti steel



Slika 10

Odvisnost povprečne gostote dislokacij v subzrnih od temperature vročega nateznega preizkusa za jeklo 015Cr17Ti.

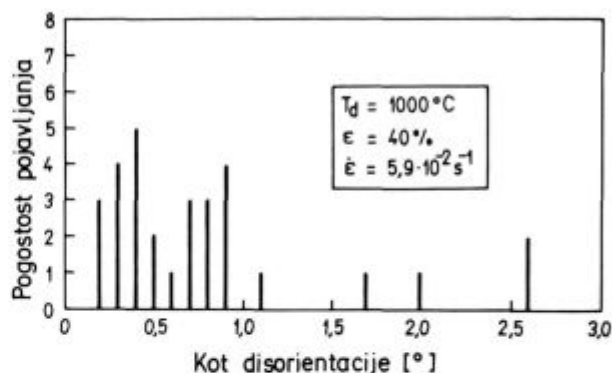
Fig. 10

Relationship between the average density of dislocations in subgrains and the temperature of hot tensile test for 015Cr17Ti steel

znatno manj stabilna. V začetnem štadiju žarjenja pospešujejo rekristalizacijo postdinamične kali, nastale med dinamično in metadinamično rekristalizacijo.

## 5. ZAKLJUČEK

Pri vroči predelavi feritnih nerjavnih jekel z nizko vsebnostjo ogljika in dušika poteka pri relativno visokih deformacijskih hitrostih v temperaturnem intervalu med 800 in 1000°C dinamična poligonizacija matice in deloma tudi dinamična rekristalizacija. Pri majhnih deformacijskih hitrostih poteka v temperaturnem območju med 850 in 1200°C predvsem dinamična poligonizacija, nad tem-



Slika 11

Horizontalna komponenta kota disorientacije med subzrni v jeklu 015Cr17Ti po vročem nateznem preizkusu pri temperaturi 1000°C.

Fig. 11

Horizontal component of disorientation angle between subgrains in 015Cr17Ti steel after hot tensile test at 1000°C.

peraturo 1000°C pa tudi rast prvotnih kristalnih zrn, ki je posledica migracije kristalnih mej.

Zniževanje deformacijskih hitrosti vodi k nastanku zelo stabilne dinamično poligonizirane mikrostrukture. Pri naknadnem žarjenju se zaradi omejene nukleacije razvijejo groba rekristalizirana zrna (statična rekristalizacija). Sprejemljivo velikost kristalnih zrn, velikosti 3 do 4 po ASTM klasifikaciji, dobimo pri velikih deformacijskih hitrostih. Taka zrna nastanejo zaradi metadinamične in statične rekristalizacije matice, ki je v nestabilni dinamično poligonizirani mikrostrukturi že imela določen delež dinamično rekristaliziranih zrn.

Velikost rekristaliziranih zrn po žarjenju je odvisna od parametrov predhodne deformacije. Podana je z rekristalizacijskimi diagrami. Iz rezultatov sledi, da ima jeklo, vrste 015Cr17Ti, večjo rekristalizacijsko sposobnost v primerjavi z jeklom 015Cr17Mo2Nb. Jeklo, legirano z Mo in stabilizirano z Nb, ima nekatere druge prednosti, predvsem bistveno nižjo prehodno temperaturo (žilavost).

Z raziskavami smo razširili poznavanje mikrostrukturnih karakteristik feritnih nerjavnih jekel s 17% Cr in nizko vsebnostjo ogljika in dušika v odvisnosti od parametrov vročega preoblikovanja in rekristalizacijskega žarjenja. Podani so nekateri pogoji za tehnologijo vroče predelave, ki zagotavlja ustrezno mikrostrukturo jekla.

## LITERATURA

1. Stainless Steel 77, Proceedings of the Inter. Conf. London, Climax Molybdenum Co., Greenwich, 1977
2. Čížek P.: Závěrečná zpráva výzk. úkolu č. A 00-123-237, VÚHZ Dobruška, pobočka Karlštejn, 1987
3. Čížek P. et al.: Hutnické listy, 1989, č. 1, 32
4. Čížek P. et al.: Kovové materiály, 27, 1989, 84
5. Čížek P. et al.: Hutnické listy, 1989, č. 2, 99
6. Maki T., Okaguchi S., Tamura I.: Strength of Metals and Alloys, Proceedings of the 6-th Intern. Conf. Melbourne, Pergamon Press, Oxford, 1982, 529
7. Kato K., Saito Y., Sakai T.: Proceedings of the 4-th Czechoslovak - Japanese Metallurgical Symp. Prague, 1983, 16
8. Kato K., Saito Y., Sakai T.: Trans. ISIJ, 24, 1984, 1050
9. Klimanek P. et al.: Czech. J. Phys., B 38, 1988, 373
10. Glover G., Sellars C. M.: Met. Trans., 3, 1972, 2271
11. Ouchi Ch., Okita T.: Trans. ISIJ, 23, 1983, 128
12. Utevskij L. M.: Difrakcionaja elektronnaja mikroskopija v metallovedeniji, Metallurgija, Moskva, 1973

13. Mc Queen, H. J. et al.: Scripta Met., 39, 1985, 73  
 14. Kassner M. E., Myshlyayev M. M., Mc Queen, H. J.: Mater. Sci. and Eng., A 108, 1989, 45  
 15. Smajić N.: Železarski zbornik, 22 st. 1, 1988, 19-22  
 16. Triplat J., Smajić N., Arh J., Kmetič D.: Osvajanje superferitnih nerjavnih jekel, Poročilo MI v Ljubljani, 89-015

## ZUSAMMENFASSUNG

Bei der Warmverformung ferritischer nichtrostender Stähle mit niedrigem Kohlenstoff und Stickstoff gehalt verläuft bei relativ hohen Verformungsgeschwindigkeiten (walzen von Keilproben) im Temperaturintervall zwischen 800 und 1000°C dynamische Polygonisation der Grundmasse teilweise aber auch die dynamische Rekristallisation. Bei kleinen Verformungsgeschwindigkeiten (Warmzugversuch) verläuft bei Temperaturen zwischen 850 und 1200°C vorwiegend dynamische Polygonisation, über der Temperatur von 1000°C aber wegen der Kristallgrenzenwanderung auch das Wachstum von Primärkorn.

Die Reduzierung der Verformungsgeschwindigkeit führt zur Entstehung von sehr stabilen dynamisch polygonisierten Mikrogefüges. Beim Rekristallisationsglühen entsteht wegen begrenzter Keimbildung ein grobkörniges Gefüge (statische Rekristallisation). Nur mit hohen Verformungsgeschwindigkei-

ten kann eine entsprechende Korngrösse (Klasse 3 bis 4 nach ASTM) der rekristallisierten Körner versichert werden und zwar als Folge der metadynamischen und statischen Rekristallisation der Grundmasse in der schon im nichtstabilen dynamisch polygonisierten Mikrogefüge ein kleiner Anteil dynamisch rekristallisierten Körner enthalten war. Die Grösse der Statisch rekristallisierten Körner ist abhängig von den Parametern der vorgängigen Verformung beim Walzen und wird in den Rekristallisationsdiagrammen gegeben. Aus den Ergebnissen ist zu entnehmen, dass der Stahl 015Cr17Ti eine grössere Rekristallisationsfähigkeit im Vergleich zum Stahl 015Cr17Mo2Nb hat. Der mit Mo legierter und Nb stabilisierter Stahl hat einige andere Vorteile, vorallem wesentlich niedrige Übergangstemperatur (Zähigkeit).

## SUMMARY

In hot working of ferritic stainless steel with low contents of carbon and nitrogen dynamic polygonization of matrix and partially also dynamic recrystallization took place at relatively high deformation rates (rolling of wedge test pieces) in the temperature range between 800 and 1000°C. At low deformation rates (hot tensile test) mainly dynamic polygonization takes place between 850 and 1200°C, while above 1000°C due to migration of grain boundaries also growth of original grains was observed.

Reduction of deformation rate causes the formation of a very stable dynamically polygonized microstructure. In recrystallization annealing coarse recrystallized grains (static recr-

ystallization) are formed due to limited nucleation. Only high deformation rates ensure that the size of recrystallized grains is suitable (class 3 to 4 by ASTM) due to metadynamic and static recrystallization of matrix which already contains a small portion of dynamically recrystallized grains in the unstable dynamically polygonized microstructure. The size of statically recrystallized grains depends on the parameters of previous deformation in rolling and it is given in recrystallization plots. The results indicate that the recrystallization capacity of steel 015Cr17Ti is higher than that of steel 015Cr17Mo2Nb. Steel alloyed with Mo and stabilized with Nb has some other advantages, mainly the essentially lower transition temperature (toughness).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В процессе горячей обработки сталей с ферритной основой и низким содержанием углерода и азота, при сравнительно высоких скоростях деформации (прокатка клинообразных испытательных образцов), в температурных интервалах между 800 и 1000°C, происходит динамическая полигонизация ядра и частично также динамическая рекристаллизация. При небольших скоростях деформации (испытание натяжения в горячей среде) и при температурах между 850 и 1200°C, главным образом осуществляется динамическая полигонизация, при температуре превышающей 1000°C, вследствие миграции пределов кристаллизации осуществляется увеличение первичных зерен.

Уменьшением скорости деформации образуются очень стабильные динамическая полигонизованные микроструктуры. При рекристаллизационном обжигании, вследствие упомянутой нуклеации, образуются грубые, рекристаллизованные

зерна (статическая рекристаллизация). Только при высоких скоростях деформации обеспечивается соответствующий размер рекристаллизованных зерен (класс 3—4 по ASTM), а именно как результат метадиамической и статической рекристаллизации ядра, у которого уже в нестабильной динамично полигонизованной микроструктуре имелась небольшая часть динамично рекристаллизованных зерен. Размер статично рекристаллизованных зерен зависит от параметров предварительной деформации при прокатке и указывается в рекристаллизационных графиках. Из результатов видно, что стали 015Cr17Ti имеет большую рекристаллизационную способность по сравнению со сталью 015Cr17Mo2Nb. У стали, легированной с Mo и стабилизированной с Nb, некоторые другие преимущества, прежде всего значительно более низкая температура перехода.

## O poškodbah jekla v parovodih in metodah za njihovo opredelitev

F. Vodopivec\*\*

UDK: 620.191.33:669.14.018.85:621.16  
ASM/SLA: Q7J, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72

Članek razpravlja o vplivu obremenitve na lastnosti jekla, o napetostih v parovodih, o poškodbah zaradi statičnih in dinamičnih obremenitev ter opisuje metodiko za oceno preostale življenjske dobe. Delo je kritična analiza literaturnih podatkov, razširjena z lastnimi spoznanji.

### 1. UVOD

Parovode v termoelektrarnah delimo v dve osnovni vrsti (1)

— parovode, v katerih mehanske lastnosti jekla niso odvisne od trajanja eksploatacije in je zanje parameter proračuna meja plastičnosti in

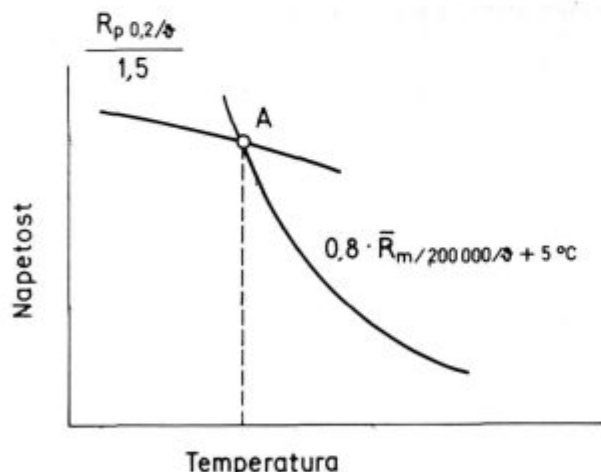
— parovode, v katerih so lastnosti jekla odvisne od trajanja eksploatacije in za katere je parameter proračuna neka mejna deformacija, na primer 1 %, po določenem trajanju eksploatacije, na primer  $10^5$  ali  $2 \cdot 10^5$  ur.

Meja med obema področjema eksploatacije (slika 1) je definirana z odvisnostjo med mejo plastičnosti  $R_{p,0.2}$  in statično natezno trdnostjo za določen čas (v nadaljevanju časovna trdnost), na primer  $2 \cdot 10^5$  ur, pri temperaturi za  $+5^\circ\text{C}$  nad temperaturo eksploatacije ( $R_m$ , 200000)  $+5^\circ\text{C}$ . V tabeli 1 so po referenci 1 za nekatera jekla za parovode navedene kritične temperature. Pri standard-

nih jeklih je kritična temperatura pod  $500^\circ\text{C}$ , najvišja je pri jeklu 14 MoV 63. Nad kritično temperaturo se jeklo pod statično obremenitvijo počasi deformira z lezenjem (angl. creep). To je proces, ki se odvija s tokom vrzeli v kristalni mreži ferita in povečuje dolžino jekla v smeri zunanje sile. Jekla za parovode so predvsem feritnega tipa in se uporabljajo do temperature ca.  $550^\circ\text{C}$ . Oznaka feritni tip pomeni, da je mikrostruktura iz feritnega matriksa, v katerem so dispergirana zrna karbidnih in nitridnih faz, ki imajo različno obliko in velikost.

Pri temperaturi nad ca.  $450^\circ\text{C}$  je mobilnost atomov železa v  $\alpha$  mreži (to je kristalna mreža, v kateri so razporejeni atomi železa v feritu) že tolikšna, da se lahko odvija dva osnovna metalurška procesa: eden je sprememba morfologije mikroskopskih in submikroskopskih sestavin mikrostrukture jekla, vzporedno z njo pa tudi precipitacija različnih faz, ki so bile zadržane v trdni raztopini v feritu, drugi pa je že omenjena deformacija jekla z lezenjem. Prvi proces je enak tistemu, ki ga srečamo v popuščanju kaljenega jekla. Razlika je v tem, da je kaljena mikrostruktura zelo neravnotežna, mikrostruktura jekla v parovodu pa toliko ravnotežna, kolikor je mogoče doseči pri tehnologiji, primerni za gospodarsko proizvodnjo. Enostavno povedano, pri popuščanju kaljenega jekla se procesi odvijajo v časovnem razponu, ki ga merimo v urah, pri parovodih pa v časovnem razponu, ki ga merimo v letih ali celo desetletjih.

Zaradi obeh vrst procesov se spreminjajo lastnosti jekla v parovodu, pa tudi v vsaki drugi napravi, ki je izpostavljena mehanski sili nad kritično temperaturo s slike 1. Na sliki 2 je po ref. 3 prikazan vpliv časovne statične obremenitve pri temperaturi  $550^\circ\text{C}$  na žilavost nekaterih jekel za parovode pri temperaturi ambienta. Pri večini jekel se žilavost zmanjšuje skoraj proporcionalno s trajanjem statične napetosti. Izjema je jeklo 14 MoV 63, kjer se žilavost zmanjšuje, po določenem času pa začne rasti. Pri avstenitnih jeklih se žilavost zmanjšuje tem pozneje, čim manj ima jeklo ogljika. To je dokaz, da je vzrok za zmanjšanje žilavosti, precipitacija karbidov po mejah zrn. To oslabi trdnost zveze med njimi in propagacijo razpoke usmeri iz notranjosti kristalnih zrn na njihove meje. Pri jeklih s feritnim matriksom je vzrok za zmanjšanje žilavosti nekoliko drugačen in ga bomo obravnavali v nadaljevanju. Relativno najvišja kritična temperatura, pri kateri so procesi lezenja že toliko učinkoviti, da meje plastičnosti ni več mogoče uporabiti kot izhodišče za proračun, in zadovoljiva žilavost po dolgotrajni eksploataciji sta razloga, da se za parovode zelo pogosto uporablja prav jeklo, vrste 14 MoV 63. Zadnja leta narašča tudi uporaba jekla X 20 CrMoV 121, ki je legiran s 12 % kroma, zato ker je bolj odporno proti oksidaciji z vodno paro in z zgorevnimi plini, kar seveda pomeni, da je manj občutljivo predvsem za kratkotrajna pregrevanja, pri katerih še močno poveča hitrost škajanja jekla.



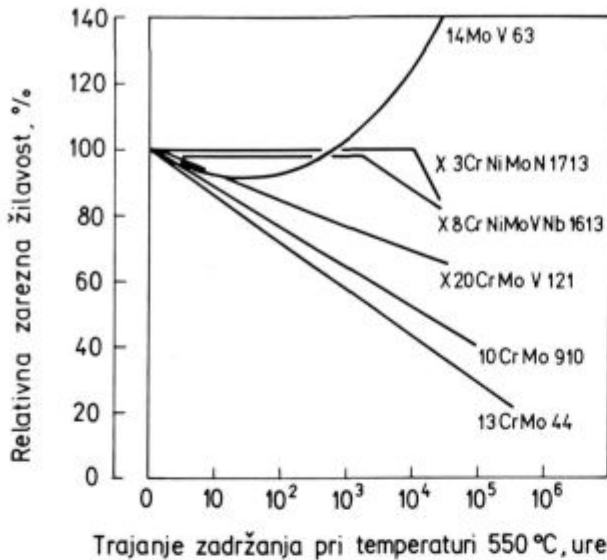
Slika 1

Kritična temperatura A, ki razmejuje temperaturo eksploatacije parovodov v območju meje plastičnosti  $R_{p,0.2}$  in statične časovne trdnosti  $R_m$

Fig. 1

Critical temperature A which defines the exploitation temperature of steam pipelines in the region of 0.2 % proof stress and creep strength depending on time

\*\* dr. Franc Vodopivec, dipl. ing. met. — Metalurški inštitut Ljubljana, Lepi pot 11, 61000 Ljubljana  
\*\*\* Originalno objavljeno: ZTB 24 (1990) 3  
Rokopis prejet: junij 1990



Slika 2

Vpliv zadržanja pri temperaturi 550° C na žilavost nekaterih jekel za parovode pri sobni temperaturi.

Fig. 2

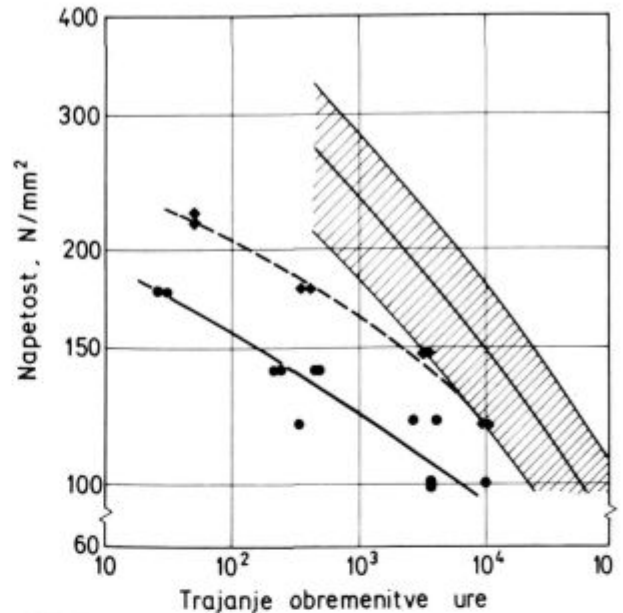
Influence of holding at 500° C on the toughness of some steel for steam pipelines at room temperature

## 2. VPLIV OBREMITVE V PAROVODIH NA LASTNOSTI JEKLA

Rast moči termoelektrarn, z njo rast premera parovodov in želja, da se čim bolj izkoristijo lastnosti jekla, so animirale sistematične raziskave tega problema. Med drugim so te raziskave privedle do tega, da je bila leta 1979 zmanjšana predpisana minimalna vrednost za časovno trdnost pri temperaturi 550° C za jeklo 14 MoV 63 za ca. 1/4 glede na vrednost iz leta 1961 (1). Odločitev je bila sprejeta, potem ko so bili na voljo popolnejši podatki o vplivu dolge časovne obremenitve na lastnosti jekla od tistih, ki so bili na voljo leta 1961.

Prizadevanje, da se podaljša življenjska doba parovodov, ki so dragi sestavni deli termocentral, ter iskanje možnosti, da se pravočasno napove možnost havarije parovodov, pa tudi drugih temperaturno napetostno obremenjenih delov termocentral, so razloga, zakaj se danes posveča toliko pozornosti raziskavam o vplivu toplotne deformacije z lezenjem na lastnosti jekla. Že vpliv začetne toplotne obdelave, torej začetne mikrostrukture, je zelo pomemben. V ref. 4 opisujemo vpliv hitrosti ohlajanja s temperature avstenitizacije (kaljenja) in trajanja popuščenja na statično časovno trdnost jekla 14 MoV 63. V odvisnosti od pogojev termične obdelave je bila po 10<sup>5</sup> urah obremenitve časovna trdnost v razponu med 90 in 115 N/mm<sup>2</sup>, meja 1 % deformacije pa v razponu med 91 do 114 N/mm<sup>2</sup> po 3 · 10<sup>4</sup> urah obremenitve. Tudi minimalna meja je nad tisto, ki o norma iz leta 1979 predpisuje za jeklo, vrste 14 MoV 63, in znaša 68 oz. 75 N/mm<sup>2</sup>. Očitno pa je mogoče pričakovati daljšo in manj moteno delo, če je bila že v začetku izvršena optimalna termična obdelava jekla.

Močan vpliv na časovne lastnosti jekla ima tudi hladna deformacija. Za jeklo, vrste 14 MoV 63, je bilo ugotovljeno, da je kontrakcija po 100 urah obremenitve pri 550° C za okoli 20 %, po 5 · 10<sup>4</sup> urah obremenitve pa celo za ca. 50 % manjša, če je bilo pred preizkušanjem hladno deformirano za 10 %. Razloga je, da so vsi mikrostrukturni procesi, torej precipitacija iz trdne raztopine,



Slika 3

Odvisnost časa do zloma od statične obremenitve pri 550° C za jeklo vrste 14 MoV 63 v dobavnem stanju (srafirani pas) in po različni dolgi eksploataciji.

Fig. 3

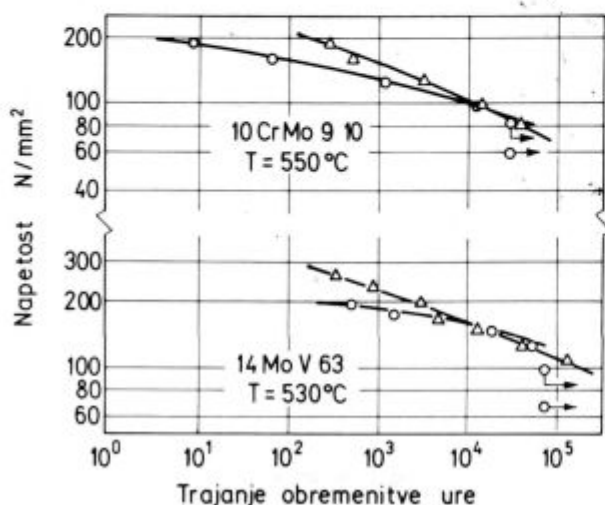
Dependence of the time till failure on the static load at 550° C for steel grade 14 MoV 63 as supplied (dashed band), and after various periods of exploitation

sprememba oblike in povečanje velikosti karbidnih in nitridnih faz ter difuzija vrzeli mnogo hitrejši v deformiranem jeklu. S hladno deformacijo smo namreč vnesli v kristalno mrežo kovine različne napake, npr. dislokacije in vrzeli, kar pospeši vse procese, ki potekajo z difuzijo v trdnem stanju. Lahko torej ugotovimo, da je pričakovati optimalno obnašanje jekla v parovodu le v primeru, ko je bila izvršena optimalna termična obdelava in je jeklo čim bolj stabilizirano v trenutku vgradnje v parovod. Nekateri avtorji obravnavajo vpliv trajanja eksploatacije parovoda na časovno trdnost jekla in jo primerjajo s tisto pri svežem jeklu, torej takim, ki ni bilo v uporabi. Na sliki 3 je po ref. 5 prikazana časovna trdnost jekla iz dveh cevi, ki sta v različnih kotlih delali v približno enakih pogojih eksploatacije, in svežega jekla. Obe jekli, ki sta bili v eksploataciji, imata nižjo časovno trdnost, kot sveže jeklo, razlika pa je precej večja pri jeklu, ki je bilo dalj časa v eksploataciji. To je dokaz, da se med eksploatacijo postopoma kopičijo poškodbe v jeklu zaradi deformacije z lezenjem.

V ref. 6 je objavljen diagram na sliki 4, ki kaže, da se pri jeklih 14 MoV 63 in 10 CrMo 910 časovna trdnost jekla iz eksploatacije približuje časovni trdnosti svežega jekla pri obremenitvi, daljši od 10<sup>4</sup> ur, torej približno pod dveh letih dela parovoda. Duktilnost svežega jekla je mnogo večja. Lahko torej sklepamo, da potekajo še med eksploatacijo parovoda v jeklu procesi, ki negativno vplivajo predvsem na duktilnost. To se močno odraža na hitrosti propagacije razpok. V referenci 7 je pokazano, da je propagacija v enakih temperaturno napetostnih pogojih pomembno bolj počasna v svežem jeklu, kot v jeklu iz eksploatacije. Velja še omeniti, da so bile vse raziskave materiala iz eksploatacije izvršene na jeklu, ki ni kazalo nobenih mikroskopskih znakov poškodb, pač pa le spremembe v mikrostrukturi. Te spremembe se kažejo, kot smo že omenili, v razpadu trdne raztopine



ogljika in dušika v feritu, nastanku karbidnih in nitridnih faz, v spremembi oblike karbidnih faz, ki so bile v jeklu že od začetka, v neprekinjeni rasti velikosti vseh teh faz in o vezavi posamičnih legirnih elementov, predvsem kroma in molibdena v karbidih, kjer nadomeščajo železo. S tem se zmanjšuje utrditev s trdno raztopino. S povečanjem velikosti karbidnih komponent mikrostrukture se zmanjšuje njihova disperznost, s tem pa tudi sposobnost, da z blokiranjem dislokacij zavirajo vse procese deformacije z lezenjem.



Slika 4

Izoterme časovne statične trdnosti za dve jekli v dobavnem stanju in po eksploataciji v parovodu.

Fig. 4

Isotherms of creep strength depending on time for two steel grades as supplied and after exploitation in steam pipeline

### 3. NAPETOSTI V PAROVODIH

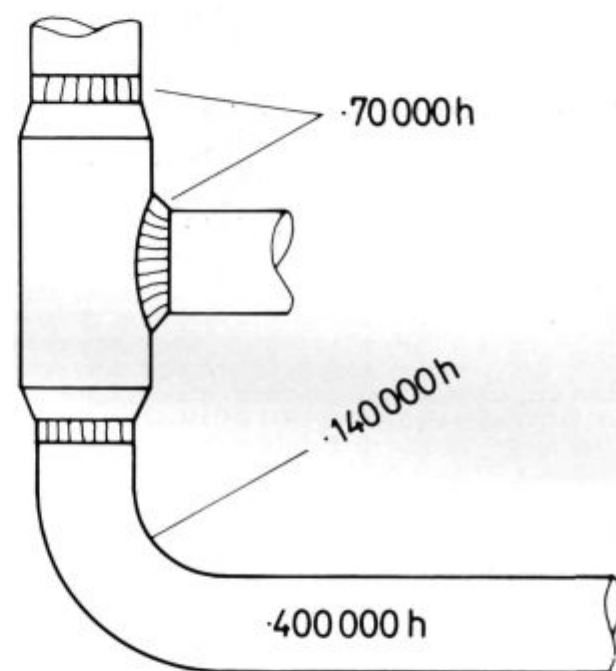
Parovodi so prostorsko komplicirani in togi sistemi zaradi tega, ker so izdelani iz debelostenskih elementov. To in proces izdelave ustvarja v parovodih zapleteno stanje napetosti. Osnovni izvori napetosti so:

- notranji tlak,
- lastna teža in oblika,
- sprememba temperature in togost ter
- notranje napetosti zaradi varjenja.

Notranji tlak daje enakomerno napetost, ki jo je mogoče zelo natančno izračunati. Porazdelitev teže in oblika je potrebno izbrati tako, da so na vseh segmentih parovoda čimmanjši upogibni momenti, predvsem da so ti čimmanjši v bližini varov, kolen, priključkov in sprememb debeline stene. Parovodi imajo, kot vsi debelostenski elementi konstrukcij, veliko toplotno vztrajnost, zato je v njih počasen proces spremembe in homogenizacije temperature. Debelina stene, priključki in kolena dajejo parovodu tudi geometrično togost in omejujejo možnosti termičnega raztezanja. To je vzrok, da napetosti neenakomerno zrastejo pri temperaturnih spremembah v parovodu. Posebno škodljive so vse hitre spremembe temperature, ker poškodujejo jeklo po mehazizmu termičnega utrujanja. Niso zanemarljive tudi notranje napetosti v varih in v njihovi bližini. Te so deloma posledica krčenja dodanega materiala pri strjevanju, deloma pa posledica spremembe specifičnega volumna jekla pri faznih spremembah pri segrevanju in ohlajanju. Na primer pri segrevanju nastaja iz ferita in karbidov avstenit, ki ima manjši specifični volumen, nas-

protno pri ohlajanju nastanejo iz avstenita komponente mikrostrukture, ki imajo vse različen, vendar večji specifični volumen kot matična faza.

Parovodi se projektirajo za neko vnaprej dogovorjeno življenjsko dobo, na primer  $10^5$  ali  $2 \cdot 10^5$  ur. Vendar pa zaradi specifičnosti v porazdelitvi napetosti življenjska doba vseh elementov parovoda ni ista. Na sliki 5 je po ref. 9 prikazan idealiziran segment parovoda, na njem pa so označene življenjske dobe posamičnih delov. Življenjska doba je najkrajša v bližini varov, posebno ob mestih, kjer se spremeni debelina stene ali kjer so priključki, in na mestih, kjer se spreminja togost in prihaja do izraza tudi vpliv notranjih napetosti zaradi varjenja. Prve napake se pojavijo ponavadi ob zvarih, ob priključkih in sploh ob mestih spremembe togosti. V parovodih ne sme biti vibracij visoke frekvence, ki lahko močno pospešuje proces utrujanja jekla. Te vibracije se lahko pojavijo predvsem v bližini manjših priključkov.



Slika 5

Tipična življenjska doba posameznih delov parovoda.

Fig. 5

Typical duration of single parts of steam pipeline

### 4. POŠKODBE PAROVODOV

V parovodih najdemo tri vrste poškodb (2)

- napake izpred začetka eksploatacije,
- poškodbe, ki nastanejo v začetku eksploatacije in
- poškodbe, ki so posledica režima eksploatacije.

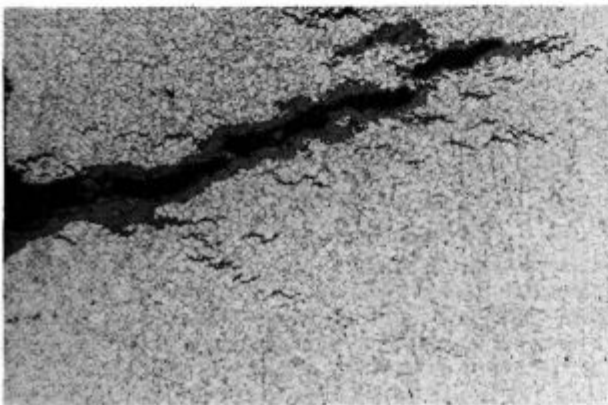
Poškodbe prve vrste so napake v materialu in varih, ki jih kontrola ni odkrila zaradi njihove velikosti, specifičnosti v položaju ali pa zaradi premajhne pazljivosti. Napake v materialu mora kontrola obvezno odkriti, ni pa mogoče z neporušnimi metodami preiskav zagotoviti, da je var brez napak. Pri debelih varih se ne odkrijejo majhne napake, predvsem pa se ne odkrijejo ev. relaksacijske razpoke (reheat cracks). To so mikrorazpoke na mejah zrn martenzita (avstenita), ki nastanejo zato, ker se pri napetostnem žarjenju deformacija lokalizira na posamične meje z neugodno lego in zato zmanjšano



deformacijsko sposobnostjo (10). Edina obramba proti napakam te vrste je dobra tehnologija varjanja in stroga kontrola spoštovanja te tehnologije pri izdelavi parovoda. Podobno velja za preprečevanje drugih varilnih napak, ki so premajhne, da bi jih odkrili z neporušno preiskavo, vendar pa so škodljive v pogojih eksploatacije parovodov. Relaksacijske razpoke nastanejo lahko tudi v začetku ali kmalu po začetku eksploatacije.

#### 4.1. Poškodbe parovodov zaradi statičnih napetosti

Poškodbe lahko nastanejo pred pretekom projekti-rane življenjske dobe, če pride do kombinacije napetosti iz točke 3, ki niso upoštevane v proračunu. Na ravnih delih in na kolenih parovoda nastajajo aksialne razpoke zaradi prekoračenja časovne trdnosti (s tem označujemo statično napetost, ki po določenem času, na primer  $10^5$  ur, povzroči zlom). Poškodbe imajo obliko razpok, ki se odpirajo na zunanjo površino, ponavadi v snopih, v jeklo prodirajo po kristalnih mejah feritnih zrn, so ponavadi močno razvejane in se v zdrav material nadaljujejo s poljem interkristalnih, redko intrakristalnih por.



Slika 6

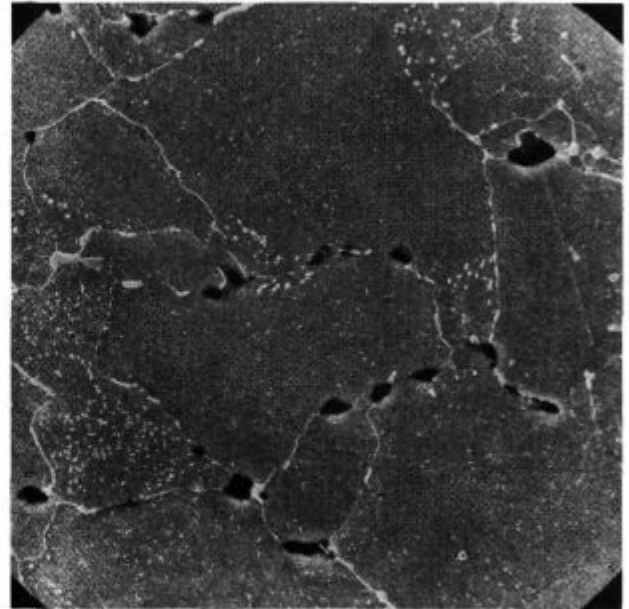
Razvejana interkristalna razpoka v jeklu iz parovoda, nastala zaradi prekoračenja časovne statične trdnosti (pov.  $30 \times$ )

Fig. 6

Branched intercrystalline crack in steel of steam pipeline formed due to excessive creep strength depending on time (magn.  $30 \times$ )

Na **sliki 6** je prikazan prečni presek take razpoke, na **sliki 7** pa interkristalne pore v njenem podaljškju. Začetne poškodbe te vrste so ponavadi zelo plitve, se lahko odkrijejo z metodo replik in jih je mogoče brez nevarnosti odstraniti z brušenjem (9, 10). Če se ne izbrusijo, se širijo v makrorazpoke in dalje do netesnosti. Za ustnice razpok te vrste je značilno, da ne kažejo nobene kontrakcije materiala.

Na **sliki 8** je prikazana po ref. 8 evolucija poškodb jekla v odvisnosti od trajanja statične obremenitve, oz. faze deformacije jekla z lezenjem. Proti koncu obdobja, ko se jeklo deformira s konstantno hitrostjo lezenja (faza II lezenja), se pojavijo posamične pore po mejah feritnih zrn (faza A). Proces se nadaljuje z nastajanjem novih por in nizov por (faza B). V fazi C se pore povežejo v interkristalne razpoke in jeklo preide v fazo III lezenja, kjer se deformacija pospešuje s časom. V fazi D se proces nadaljuje v makrorazpoke, ki nato hitro privedejo do zloma. Po isti referenci je mogoče pričakovati še ca. tri leta normalne eksploatacije parovoda v primeru poškodb vrste A v jeklu. Potem, ko se najdejo poškodbe vrste B, lahko pričakujemo nemoteno eksploatacijo še

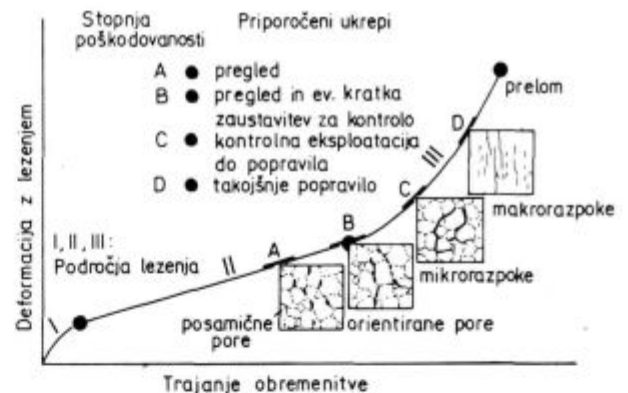


Slika 7

Pore po mejah zrn ferita v podaljškju razpoke iz slike 6 (pov.  $2000 \times$ )

Fig. 7

Pores on grain boundaries of ferrite in the crack extension from Fig. 6 (magn.  $2000 \times$ )



Slika 8

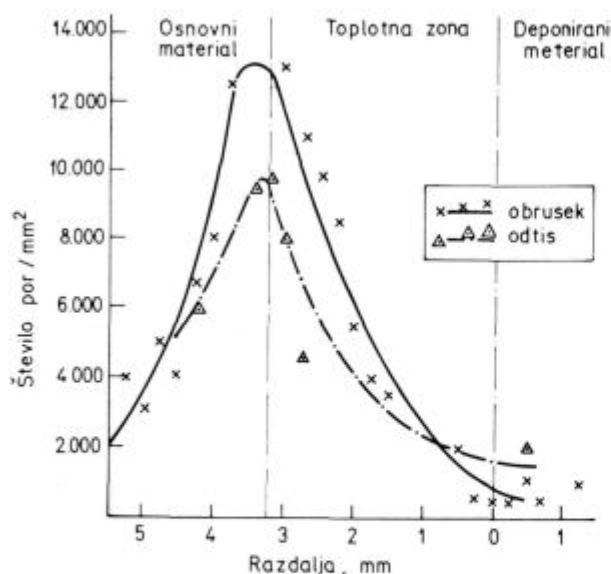
Poškodbe v jeklu v odvisnosti od trajanja deformacije z lezenjem.

Fig. 8

Damages in steel depending on duration of creep deformation

ca. leto in pol, po fazi C ca. pol leta, po fazi D pa je potrebno takojšnje popravilo. Podobno zaporedje evolucije poškodb zaradi lezenja navajata tudi ref. 11 in 14. Še enkrat velja pojasniti, da se pred fazo A praktično konča precipitacija karbidnih in nitridnih faz iz trdne raztopine v feritu, vezana legirnih elementov v te faze in sferoidizacija teh faz, rasti karbidnih in nitridnih faz pa so tem hitrejše, čim večja je deformacija.

V toplotni coni se pokaže prekoračenje statične časovne trdnosti z nastankom razpok, ki so vzporedne z varom. Za to sta dva razloga: eden so povečane napetosti zaradi varjenja, drugi pa je začetna mikrostruktura, ki vpliva na časovno trdnost jekla. V toplotni coni, kjer je bilo jeklo segreto v razponu temperature od taljenja do temperature predgrevanja, nastane pri ohlajanju zaporedje mikrostruktur, ki imajo različno časovno trdnost.

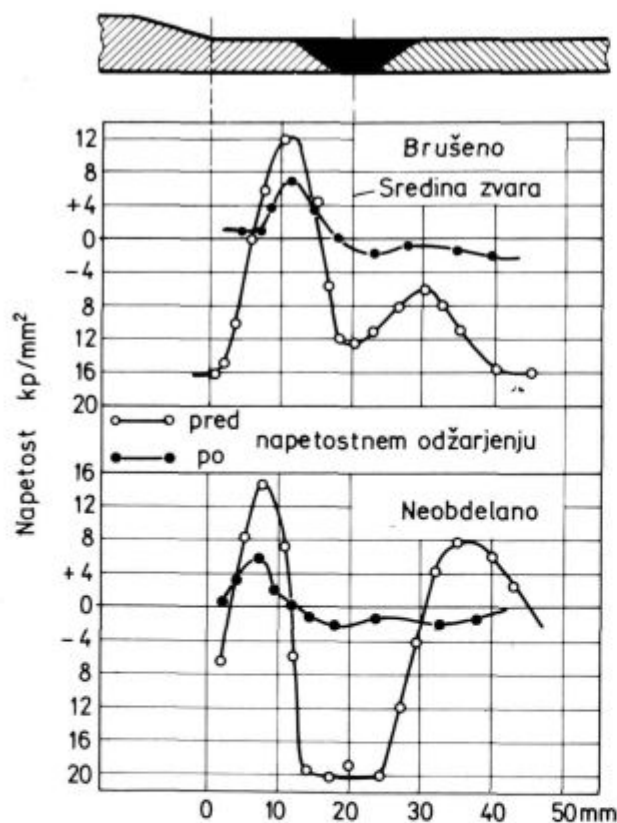


Slika 9

Porazdelitev por v podaljškju razpoke v zvaru parovoda iz jekla 14 MoV 63.

Fig. 9

Distribution of pores in the crack extension in the weld of steam pipeline made of 14 MoV 63 steel



Slika 10

Porazdelitev notranjih napetosti v zvaru na surovi in na obdelani površini vara pred in po napetostnem žarjenju

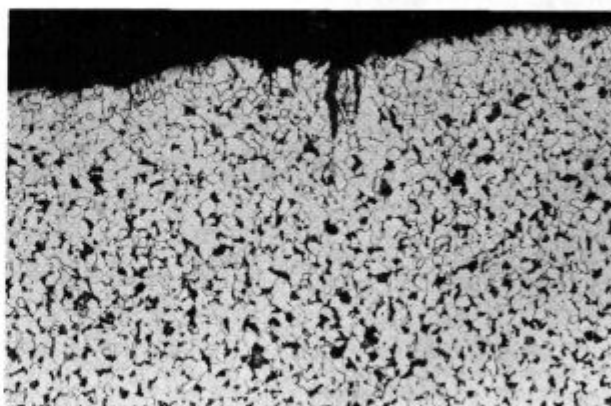
Fig. 10

Distribution of internal stresses in the weld on a rough and on a machined surface of weld and after stressrelief annealing

V ref. 12 najdemo opis porazdelitve por v več delih parovoda iz jekla 14 MoV 63, ki so imeli poškodbe v obliki razpok, vzporednih z obodnim varom. V postopku popravila so bile razpoke izbrušene, preiskava mikrostrukture pa je bila izvršena s pomočjo replik in na koščkih materiala, ki so bili izrezani z boka razpok. Na sliki 9 je prikazana porazdelitev površinske gostote por. Ta dosega maksimum ca. 12000 pot/mm<sup>2</sup> na meji med toplotno cono in osnovnim materialom. Po podobni metodi je bilo ugotovljeno, da je ob razpoki, ki je nastala na mestu povečanja premera parovoda, gostota por ca. 1500/mm<sup>2</sup>. To kaže, da je časovna trdnost jekla močno zmanjšana v ozkem pasu na prehodu iz osnovnega materiala v toplotno cono vara. Ref. 12 ne pojasnjuje vzroka za lokalizacijo nastanka por, pa tudi ne za kritične razlike v njihovi gostoti pred njihovo združitvijo v interkristalne rapoke. Lahko je vzrok razlika v velikosti feritnih zrn, ki so v toplotni coni najmanjša tam, kjer se material segreje tik nad premensko temperaturo, ali pa malo pod njo. Verjetno pa je lokalizacija por tudi v zvezi s porazdelitvijo notranjih napetosti v varu. Na sliki 10 po ref. 2 se vidi, da je maksimum teh napetosti v zunanem delu toplotne cone pred napetostnim žarjenjem in po njem na površini in v sredini sočelnega vara. Tudi ref. 13 navaja podobno porazdelitev por ob razpoki, kot je razvidno na sliki 9.

#### 4.2 Poškodbe parovodov zaradi dinamičnih napetosti in korozije

Trajna dinamična trdnost jekla je prekoračena ponavadi pri kombinaciji mehanskih, termičnih, statičnih in cikličnih obremenitev. Poškodbe nastanejo, če pride kondenzat (voda) na vročo notranjo ali na zunanjo površino cevi. Izparevanje tekočine lokalno ohladi jeklo, nastanejo natezne napetosti, ki jih poznamo pod nazivom termošoki (8). Na steni cevi se poškodbe zaradi termošoka vidijo kot snop drobnih razpok. Presek takih razpok v steni kotlovske cevi kaže slika 11. Poškodbe zaradi ponavljanja termošokov so neodvisne od materiala in mikrostrukture, preprečijo se lahko samo tako, da se prepreči kontakt površine parovoda z vodo. Poškodbe nastanejo tudi tako, da lokalne, termične ali mehansko termične napetosti poškodujejo varovalni sloj magnetita na notranji površini ali sloj škaže na zunanji površini cevi. Obe oksidni prevleki imata manjšo deformabilnost od jekla. Skozi nastalo režo nastane nov

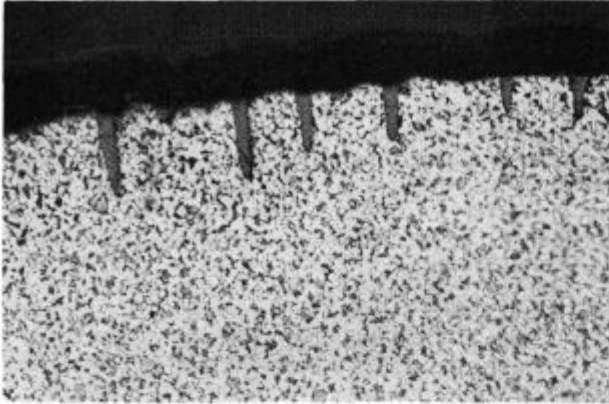


Slika 11

Poškodbe na notranji površini kotlovske cevi zaradi termošokov (pov. 100 x)

Fig. 11

Damages on the internal surface of boiler pipe due to thermal shocks (magn. 100 x)



Slika 12

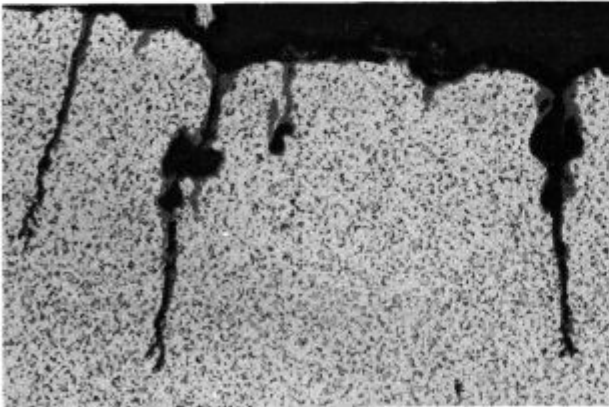
Poškodbe na zunanji površini kotlovske cevi zaradi deformacije z napihovanjem, ki jo neplastina škaja ne prenese (pov. 50 ×)

Fig. 12

Damages on the external surface of boiler pipe due to deformation by blowing which cannot be sustained by unplastic scale (magn. 50 ×)

oksid. Če se proces nadaljuje, nastanejo poškodbe, ki jih vidimo na **sliki 12**. Poškodbam zaradi termošoka ali prevelikih mehanskih napetosti drugega izvora se lahko pridruži še korozija v obdobju mirovanja, če se notranja površina cevi navlaži v prisotnosti kisika. Razpoke, ki so klinaste na prečnem preseku stene, cevi dobijo zaradi korozije, ki je lokalizirana v vrh zaradi diferencialne aeracije, razširitve, napolnjene s porozno snovjo (**slika 13**). Zato iz oblike poškodbe na preseku stene lahko sklepamo o dveh mehanizmih prodiranja poškodbe v jeklo.

V bližini priključkov ali na mestih vpetij lahko občasno nastajajo dinamične obremenitve različnega porekla. Nevarno je, če je tako mesto v bližini vara, ali celo na mestu spremembe oblike parovoda. Če vsota notranjih in zunanjih napetosti prekorači trajno dinamično trdnost, nastanejo razpoke, ki pokončno prodirajo v steno cevi v toplotni coni vara. Tako poškodbo prikazuje **slika 14**. Zaškajana površina razpoke v začetku je dokaz, da se je razvila iz klinaste zajede v škaji, katere nastanek smo že



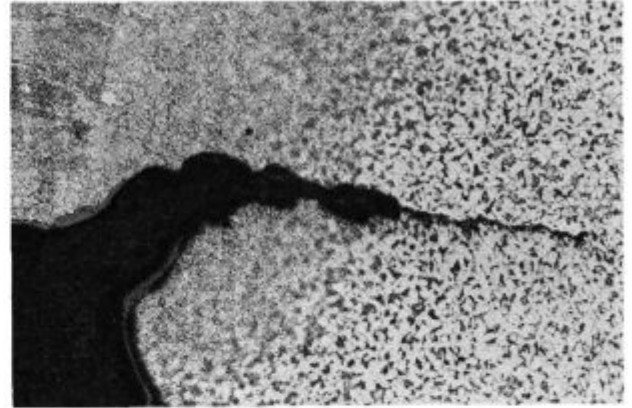
Slika 13

Poškodbe na notranji površini kotlovske cevi zaradi kisikove napetostne korozije, torej zaradi kombiniranih mehansko kemijskih dejavnikov (pov. 50 ×)

Fig. 13

Damages on the internal surface of boiled pipe due to oxygen stress corrosion, i. e. due to combined mechanical and chemical effects (magn. 50 ×)

opisali. Nadaljevanje je transkristalno na ustnicah razpoke pa ni škaje. Včasih najdemo ob ustnicah razpoke deformirano mikrostrukturo. To je dokaz občasnih večjih preobremenitev in otopitve čela razpoke zaradi plastifikacije jekla, kar pomeni, da razpoka raste s propagacijo v pogojih malociklične utrujenosti. Če je stena cevi tanka, se lahko istočasno s razpoko na zunanji strani na **sliki 14** razvije tudi razpoka pod njo na notranji površini.



Slika 14

Razpoka v varu na prehodu med steno cevi in lamelo cevne stene, nastala zaradi prevelikih deformacij (pov. 50 ×)

Fig. 14

Crack in weld on the transition between pipe wall and the tie lamina formed due to too high deformations (magn. 50 ×)

## 5. OCENA PREOSTALE ŽIVLJENJSKE DOBE

Proces ocene preostale življenjske dobe ima naslednje faze (8):

- izračun iztrošenosti po TRD 301/508. Ta je potreben zaradi prve ocene stanja in za pripravo programa preiskav parovoda;
- preiskave materiala na mestih, kjer se na osnovi proračuna in oblike pričakujejo največje napetosti in deformacije jekla, ter ev. tudi vodne poškodbe in
- ocena rezultatov, ukrepi in ev. ponovitev proračuna in preiskav.

V izračunu iztrošenosti je potrebno upoštevati spremembe oblike in dimenzij parovoda, statične in dinamične obremenitve, ki so posledica fluktuacij v režimu eksploatacije, in podatke o lastnostih materiala. Podlaga je seveda proračun parovoda (8). S primerjavo predpostavk v preračunu in v režimu eksploatacije se izboljša objektivnost predpostavk proračuna. Često to pomaga, da se podaljša življenjska doba parovoda kot celote ali pa njegovih sestavnih delov.

Preiskava materiala ima cilj, da se opredeli, ali so na mestih največjih statičnih ali dinamičnih obremenitev nastale kakršne koli vidne poškodbe. Referenca 8 priporoča, da se začnejo kontrolne preiskave na kritičnih mestih, posebno na varih, že po preteku 30 % projektirane življenjske dobe parovoda po metodi plastičnih replik. V momentu, ko so poškodbe tako velike, da se odkrijejo pri vizualnem pregledu, je parovod potreben popravila. Globina pravočasno odkritih razpok ni večja od 3 mm, globlje v steni je jeklo nepoškodovano. Zato se razpoke enostavno odbrusijo, stanje materiala pod njimi pa se preveri z replikami. Če so poškodbe globoke, jih je potrebno oceniti tudi po metodah mehanike loma, upoštevajoč lastnosti materiala pri temperaturi eksploatacije in pri temperaturi ambienta.



## 6. METODE ZA PREISKAVO MATERIALA PAROVODOV

Uporabne so samo metode brez porušitve, ki ne poškodujejo površine parovoda. Prepovedana je uporaba magnetnih preiskav, če iskenje povzroča termošoke. Površinska trdota ne daje nobene indikacije o stanju materiala. Zato se kot metoda za neporušeno oceno stanja mikrostrukture uporablja predvsem metoda plastičnih replik. Rezultati takih preiskav so na primer objavljeni v ref. 1, 8, 10, 12, 13 in 14. V ref. 12 je detajlno opisan proces jemanja replik, ki ima naslednje delovne faze: odstranitev izolacije, brušenje, poliranje, jedkanje, po možnosti kontrola s prenosnim mikroskopom, odtis replike in preiskava replike z optičnim in raster elektronskim mikroskopom (REM). S prenosnim optičnim mikroskopom je mogoče odkriti le razpoke, pore se odkrijejo šele pri opazovanju v REM-u. Avtorji ref. 8 trdijo, da je potrebno nekoliko mesecev vaje, da bi se osvojila priprava kvalitetnih replik in njihova pravilna interpretacija. Informacije, ki jih dobimo z replike, pridobijo vrednost, če se lahko kombinirajo s preiskavo materiala iz dela parovoda, ki je bil izrezan v procesu reparature, ali pa ev. zamenjan zaradi prevelikih poškodb z novim. Pri pripravi replike in jemanju vzorcev materiala iz področja poškodbe, je potrebno paziti, da ne pride do pregretja in hladne deformacije jekla, pa tudi ne do kontaminacije površine razpok. Pregretje in deformacija toliko spremenita mikrostrukturo, da ni več reprezentativna za stanje parovoda. Kontaminacija ustnic razpoke s penetranti lahko tako onesnaži površino razpok, da preiskava v REM-u ne da podatkov, ki so osnova za sklepanje o mehanizmu nastanka in propagacije razpoke.

## ZAKLJUČEK

Večje znaje o obnašanju materiala pri obtežbi pri temperaturah počasne deformacije z lezenjem pri dolgo-

trajnih statičnih obremenitvah in izkušnje pri uporabi omogočajo, da se danes lahko zelo objektivno oceni stanje parovodov, z njim pa tudi preostala življenjska doba. Pogoj za tako oceno je ovrednotenje parametrov eksploatacije in kvalitetne mikrostrukturne preiskave, ki naj povedo, koliko je material ireverzibilno poškodovan. Predvsem je potrebno pri tem pazljivo spremljati stanje na kritičnih delih parovoda, na primer pri spremembah debeline stene, priključkih, varih in kolenih, kjer se obremenitvam zaradi notranjega tlaka pridružujejo momenti zaradi razlik v raztezanju pri spremembah temperature in notranje napetosti zaradi varjenja.

## LITERATURA:

1. H. Jesper, H. Mayer i H. Remmer: VGB Kraftwerkstechnik 65, 1985, 178—186
2. H. J. Shuller, A. Woitscheck i A. Heinz: Unbeheizte dampf-führende Rohrleitungen; Allianz Handbuch der Schaden-verhütung, Allianz AG München, 1979, 195—207
3. G. Kalwa: VGB Kraftwerkstechnik 63, 1983, 356—365
4. H. Fabritius: VGB Kraftwerkstechnik 59, 1979, 799—806
5. B. Walser i A. Rosselet: VGB Kraftwerkstechnik 58, 1978, 361—366
6. W. Benedick i H. Weber: VGB Kraftwerkstechnik 66, 1986, 63—72 in 1700—177
7. V. Detampel: VGB Kraftwerkstechnik 67, 1987, 1097—1105
8. R. P. Skelton: Materials Science and Engineering 35, 1978, 287—298
9. B. Neubauer i F. Arens-Fischer: VGB Kraftwerkstechnik 63, 1983, 637—646
10. A. D. Batte, R. C. Miller i M. C. Murphy: Bruchuntersuchungen und Schadeberklärung, Allianz AG, München, 1979, 173—180
11. R. Rintama, P. Auerkari i J. Salonen: Neue Hutte 33, 1988, 110—114
12. W. Answald, R. Blum, B. Neubauer i K. E. Poulsen: VGB Kraftwerkstechnik 59, 1979, 581—593
13. T. Geiger: Bruchuntersuchungen und Schadenerklärung, Allianz AG, München, 1979, 162—166
14. H. Eiden i E. Mai: VGB Kraftwerkstechnik 62, 1982, 409, 416

## ZUSAMMENFASSUNG

In den Dampfleitungen der Kohlekraftwerke ist der Stahl speziphischen Beanspruchungen unterworfen die eine Folge des Betriebes der Dampfleitung im Temperaturbereich langsamer Änderungen des Mikrogefüges und der Kriechbeständigkeit sind. Einen grossen Einfluss auf die beiden Prozesse hat die thermische Behandlung von Stahl die ein sehr stabiles Anfangsmikrogefüge gewährleisten soll. Die Spannungen in den Dampfleitungen sind eine Folge des Innendruckes, des Eigengewichtes und der Form, der Steifigkeit, der Temperaturänderungen und des Schweißens von Segmenten. Deshalb sind die Spannungen an verschiedenen Teilen der Dampfleitung verschieden. Die Beschädigungen der Dampfleitungen haben mehrere Ursachen und sind amgrössten und amhäufig-

sten dort wo die gesamten statischen und dynamischen Spannungen amgrössten sind. Besonders gefährliche Stellen sind Abzweigstücke, Krümmer und Schweißverbindungen. In der Zeit des Ruhestandes der Dampfleitung kann auch die Korrosion gefährlich sein. Die Schätzung der Lebensdauer basiert an der Berechnung der Abnutzung in der die wichtigsten Parameter: die Formänderungen der Dampfleitung, Materialzustand, so wie genaue Analyse eventueller Beschädigungen an Stellen der grössten statischen und dynamischen Spannungen sind. Eine ziemlich objektive Schätzung von Materialzustand ist möglich aus der Bewertung des Mikrogefüges mit Hilfe plastischer Repliken zu erhalten, an welchen schon Mikrofehler im Material zu erkennen sind.



## SUMMARY

Steel of steam pipelines in thermal power stations is subject to specific loads as the consequence of steam pipeline operation in the temperature range of slow changes of the steel microstructure and of the creep resistance. Both processes are highly influenced by the thermal treatment of steel which must ensure the initial microstructure of steel as stable as possible. Stresses in the steam pipelines are caused by internal pressure, own weight and shape, rigidity, variations of temperature, and welding of segments. Thus the stresses differ in various parts of pipeline. Damages of pipelines have various origins, and they are the most frequent and the greatest in the

areas of the highest overall static and dynamic stresses. The most dangerous areas are the tee joints, bends and welds, in the periods of standstill also corrosion can be dangerous. Estimation of the life is based on the calculation of wear where the most important parameters are the changes of pipeline shape, state of material and exact analysis of eventual damages on the areas of the highest static and dynamic stresses. A relatively objective estimation on the state of material can be obtained by microstructure analysis with plastic replicas on which already microdefects in material can be identified.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В паропроводах теплостанций сталь подвергается специфическим нагрузкам, вследствие работы паропровода в температурном диапазоне медленных изменений микроstructures и устойчивости на ползучесть. На оба процесса сильно влияет термическая обработка стали, которая должна обеспечить как можно более стабильную начальную микроstructure. Напряжение в паропроводах является результатом внутреннего давления, собственного веса и формы, жесткости, температурных изменений и сварки отдельных сегментов. Поэтому напряжения в разных частях паропровода разные. Паропроводы повреждаются по разным причинам — в большинстве случаев в точках самой большой общей статической и динамической нагрузок. Осо-

бенно опасными местами являются точки ответвления, изгибы и сваренные места. В период, когда паропровод не работает, опасно также воздействие коррозии. Определение срока службы основывается на расчете износа, причем самыми важными параметрами являются изменение формы паропровода, состояние материала и точный анализ возможных повреждений на местах самых больших статических и динамических напряжений. Сравнительно объективную оценку о состоянии материала можно установить на основании микроstructure с помощью пластмассовых реплик, на которых можно определить даже микронеправильности в материале.

# TEHNIČNE NOVICE

## Jekla za hladno masivno preoblikovanje

A. Lagoja\*\*

Gradivo obravnava metalurške dejavnike, ki vplivajo na preoblikovalnost jekel za hladno masivno preoblikovanje, vrste in lastnosti jekel iz proizvodnega programa železarne Jesenice, ki se uporabljajo za hladno masivno preoblikovanje, ter nekaj primerov uporabe jekel za vijake.

### 1. UVOD

Najpomembnejša uporabna lastnost jekel, namenjenih za hladno masivno preoblikovanje je »preoblikovalnost«. Preoblikovalnost je definirana s pojmom:

- napetost tečenja (preoblikovalna trdnost)  $K_t$ ,
- preoblikovalna sposobnost (zmogljivost),

Napetost tečenja je zelo pomembna lastnost, ker iz nje lahko določimo:

1. potrebno silo za preoblikovanje in s tem tudi sile (obremenitve), ki jih mora prenašati oblikovalno orodje, kar pomembno vpliva na njegovo vzdržnost
2. pričakovane lastnosti (trdnost) izdelka po deformaciji

Preoblikovalna sposobnost (zmogljivost) je mejna deformacija, ki jo je material še sposoben prenesti brez razpok. Kvantitativne ocene te lastnosti (še) ni, zato si pri njenem ocenjevanju pomagamo s kvalitativnimi kazalniki, kot so:

- raztezek in kontrakcija pri trgalnem preizkusu,
- krčenje pri tlačnem preizkusu do pojava prvih razpokic,
- število vrtljajev do porušitve pri vzvojnem preizkusu (torziji).

Da bi dosegli dobro preoblikovalnost jekel za hladno masivno preoblikovanje, je potrebno že pri izdelavi in predelavi teh jekel poseči po nekaterih ukrepih, ki zagotavljajo:

- optimalno kemično sestavo,
- notranjo homogenost jekla,
- dobro fizikalno čistočo jekla,
- optimalno mikrostrukturo,
- dobro površino.

Zato mora biti proces izdelave in predelave teh jekel skrbno voden in nadzorovan v vseh tehnoloških fazah.

### 2. DEJAVNIKI, KI VPLIVAJO NA PREOBLIKOVALNOST

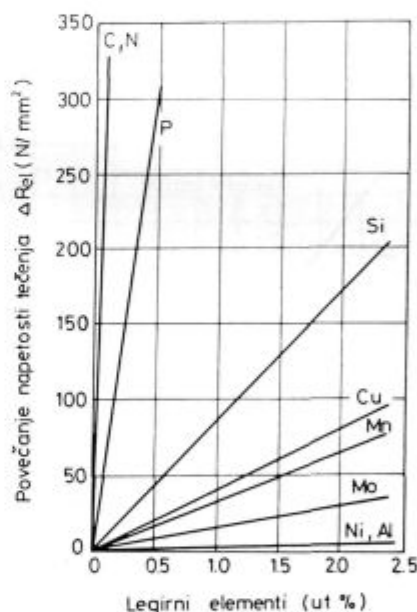
#### 2.1 Vpliv legiranih elementov

Najboljšo preoblikovalnost ima jeklo, ki se po sestavi približuje čistemu železu. S povečanjem količine ogljika in ostalih (legirnih) elementov v jeklu se preoblikovalna zmogljivost zmanjšuje, napetost tečenja pa raste.

S povečanjem količine ogljika v jeklu raste delež perlita v mikrostrukturi, ki odločilno vpliva na trdnost in kontrakcijo jekla.

Karbidotvorni elementi Cr, Mo, V in Ti prav tako, vendar v manjši meri kot ogljik, zvišujejo trdnost (deloma preko karbidov, deloma preko nastanka trdne raztopine, s čimer povzročajo utrditev ferita).

Ostali legirni elementi (npr. Mn, Si, Ni) zvišujejo trdnost in s tem napetost tečenja preko tvorbe zmesnih kristalov (trdne raztopine).



Slika 1

Vpliv legirnih elementov na povečanje napetosti tečenja

Vplivnost posameznih legirnih elementov na trdnost pada v naslednjem redu: C, Mo, Si, Ni, Mn, Cr, pri čemer je ogljik daleč najbolj vpliven.

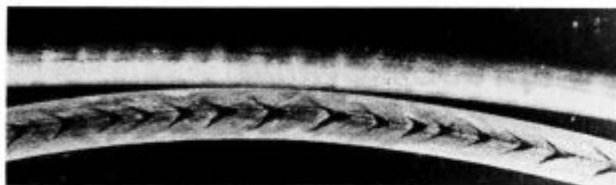
Normalno vsebujejo (npr. cementacijska) jekla do 0.40 % Si. Ker silicij povzroča močno deformacijsko utrjevanje, ga je v posebno zahtevnih primerih preoblikovanja potrebno omejiti, npr. pri cementacijskih jeklih in jeklih za poboljšanje na maks. 0.15 %, pri mehkih ogljikovih (z Al pomirjenih) jeklih pa na maks. 0.10 %. Pri nelegiranih jeklih je včasih potrebno omejiti tudi vsebnost spremljajočih elementov, kot so Cu, Ni in Mo.

#### 2.2 Homogenost jekla

Jekla za hladno masivno preoblikovanje morajo biti homogena, brez por, ostankov lunke, ostankov livne-

\*\* mag. Aleš Lagoja, dipl. ing. met. — Železarna Jesenice, c. Železarjev 8, 64270 Jesenice

ga praška, notranjih razpok in večjih izcej. Notranja nehomogenost jekla lahko zelo kvarno vpliva na preoblikovalnost. Primer slabe preoblikovalnosti žice je prikazan na **sliki 2**. Žica se je pri vlečenju pretrgala zaradi izcej ogljika v sredini preseka, zaradi česar je bila sredina manj plastična in se je natrgala (nastale so številne notranje razpoke).



Slika 2

Natrganost notranjosti žice zaradi izcej v jeklu

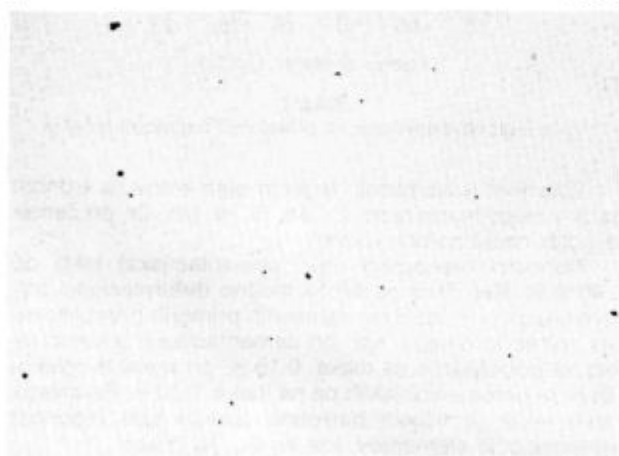
### 2.3 Čistoča jekla

Večji nekovinski vključki v jeklu povzročajo zarezni učinek in predstavljajo potencialno nevarnost, da napestostne konice ob njih privedejo do nastanka razpok. Pri tem igra pomembno vlogo velikost, oblika in razporeditev nekovinskih vključkov.



a

100 x



b

100 x

Slika 3

Nekovinski vključki v jeklu

- a) Dolgi sulfidni vključki  
b) Modificirani nekovinski vključki kroglaste oblike

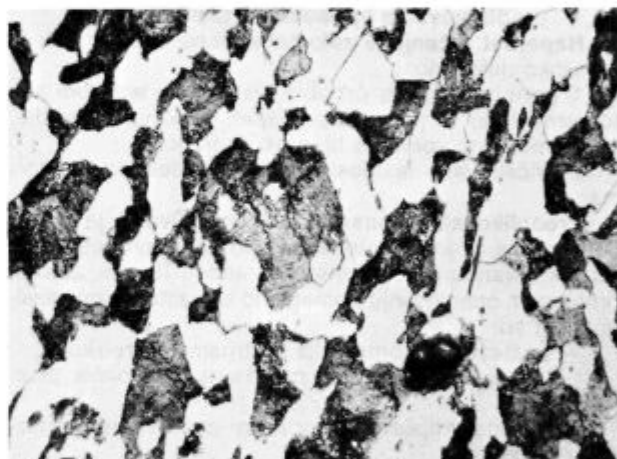
Sodobni jeklarski postopki omogočajo izdelavo izredno čistih jekel s količino žvepla pod 0.005 %. Pri tem je možna tudi modifikacija nekovinskih vključkov, tako da napr. sulfidi namesto v razpotegnjeni obliki (**sl. 3 a**) nastopajo v kroglasti obliki (**sl. 3 b**), ki je najmanj nevarna za nastanek razpok.

Oksidni vključki globularne oblike na preoblikovalno zmogljivost ne vplivajo bistveno, ne smejo pa nastopati v obliki verig. Z jeklarskimi ukrepi je možno zagotoviti tudi dobro oksidno čistočo, tako da ta ne vpliva kvarno.

### 2.4 Mikrostruktura

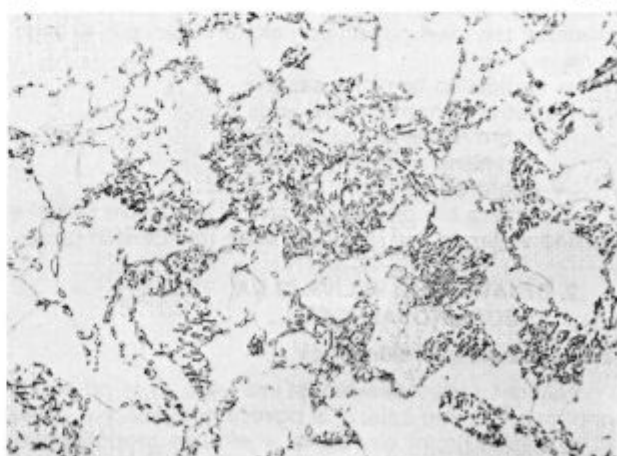
Mikrostruktura ima poleg kemične sestave najpomembnejši vpliv na preoblikovalnost.

Maloogljična in malolegirana jekla je pogosto možno za manj zahtevne izdelke uporabiti s feritno-perlitno mikrostrukturo, kakršno ima jeklo v toplo valjanem ali normaliziranem stanju. V sodobnih valjarnah je možno po valjanju žico kontrolirano ohladiti, kar omogoča zagotoviti žico s primerno mikrostrukturo in z enakomernimi mehanskimi lastnostmi po dolžini žice. Perlit je v toplo valjani ali v normalizirani žici v lamelarni obliki, kar je ugodno v primeru, da je po hladnem oblikovanju potrebna izdatnejša obdelava izdelka z odzemanjem delcev (npr. rezanje navojev). V splošnem pa je jeklo v toplo va-



a)

500 x



b)

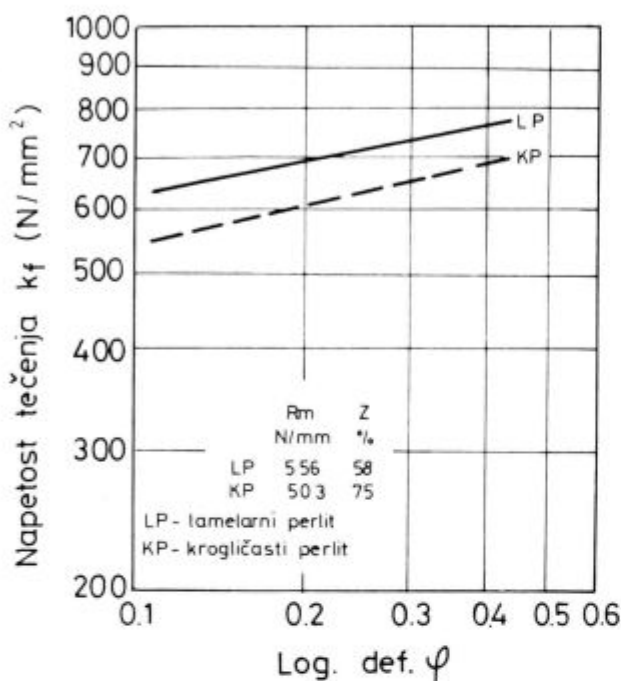
500 x

Slika 4

- a) Struktura jekla z 0.35% C v valjanem stanju  
b) Struktura jekla z 0.35% C v sferoidizacijsko žarjenem stanju

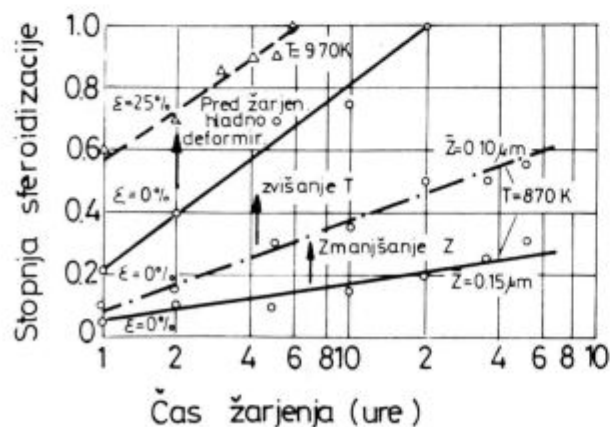
Ijanem stanju zaradi sorazmerno grobo lamelnarnega perlita le omejeno hladno preoblikovalno. Občutno izboljšanje preoblikovalnosti je možno doseči z žarjenjem žice, pri čemer se lamelarni perlit (cementit) pretvori v zrnatega.

Pri tem se zniža natezna in preoblikovalna trdnost, kontrakcija pa se izboljša. Vpliv strukture na mehanske lastnosti jekla je razviden s **slike 5**.



**Slika 5**  
Vpliv strukture na napetost tečenja

Oblika cementita postja pomembnejša z večanjem količine ogljika v jeklu. Pri jeklih z nad 0.35 % C postane sferoidizacija odločilnega pomena. Jekla za poboljšanje je možno uspešno hladno masivno preoblikovati le v sferoidizacijsko žarjenem stanju. Sferoidizacijsko žarjenje je dolgotrajen proces. Pri toplo valjanih ogljikovih jeklih, s sorazmerno grobo lamelnarim perlitom, je potrebno za doseg do dobro sferoidizirane mikrostrukture dolgotrajno žarjenje, ki za industrijske pogoje ni sprejemljivo.



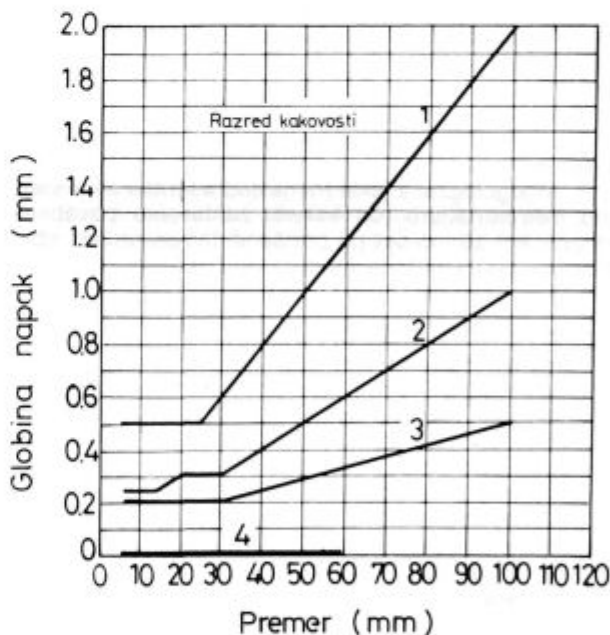
**Slika 6**  
Vpliv časa žarjenja in hladne deformacije na stopnjo sferoidizacije. Na sliki pomeni Z medlamelarno razdaljo v perlitu.

V takih primerih je možno jeklo uspešno odžariti, če ga predhodno hladno deformiramo z vlečenjem z min. 25 % deformacijo. Zato je pogosto koristno izvesti žarjenje žice ali palic v vlečenem stanju.

Nekatera višje legirana jekla imajo po valjanju drobno lamelarno perlitno (sorbitno) ali pa celo bainitno-martenzitno mikrostrukturo. Jekla s tako izhodno strukturo je precej lažje sferoidizirati, tudi če so v valjanem stanju.

**2.5 Površina in priprava površine**

Za uspešno hladno masivno preoblikovanje je kakovost površine odločilnega pomena. Pri žici v toplovaljanem stanju je skoraj nemogoče zagotoviti brezhibno površino. Zato so v standardih (STAHL EISEN LIEFERBEDINGUNGEN 055 E) jekla glede na globino napak, klasificirana v štiri kakovostne razrede. Dopustne globine razpok za posamezne razrede kakovosti žice so razvidne iz **slike 7**. Žica iz prvega razreda kakovosti površine je primerna le za izdelke brez posebnih zahtev glede površine. Žice drugega kakovostnega razreda so uporabne za svetlo vlečenje, za prosto kovanje, za obdelavo z odvzemanjem delcev, z običajnim dodatkom za obdelavo. Žica tretjega kakovostnega razreda je uporabna za utopno kovanje ali vlečenje z večjimi zahtevami, za hladno in toplo oblikovanje z običajnimi dodatki za obdelavo, žica četrtega kakovostnega razreda pa je namenjena za hladno oblikovanje z velikimi stopnjami deformacije, brez dodatka za obdelavo.



**Slika 7**  
Krivulje dopustnih globin razpok za posamezne razrede kakovosti žice

Kakovostni razred površine izberemo glede na zahtevnost izdelka oz. postopke preoblikovanja.

**Slika 8** prikazuje videz krčilnih preizkušancev z različnimi globinami napak.



**Slika 8**  
Odkrivanje površinskih napak na žici s krčilnim preizkusom



Hladnega masivnega preoblikovanja ni mogoče uspešno izvesti, če ne ustvarimo pogojev za dobro mazanje. V primeru prevelikega trenja med orodjem in materialom lahko pride celo do lepljenja jekla na orodje, kar praktično onemogoči hladno preoblikovanje.

Da zagotovimo dobro mazanje, je treba na materila nanesti nosilec maziva, za kar največkrat služi fosfat. Pri zahtevah po debelejšem sloju fosfata je ugodnejša bolj hrapava izhodna površina jekla. Da to dosežemo, je potrebno jeklo pred fosfatiranjem peskati, sodobni postopki fosfatiranja pa omogočajo tudi že nanos debelejšega sloja fosfata brez dodatnega hrapavljenja površine.

V novejšem času so na razpolago posebna maziva, ki jih med vlečenjem naneseemo na žico, brez predhodnega fosfatiranja. Uporaba teh maziv je posebno ugodna tam, kjer moramo površino izdelka očistiti, npr. zaradi naknadnega cementiranja, karbonitriranja ali galvanizacije, ker je odstranjevanje fosfata težko in zahteva uporabo vroče žveplene kisline in vroče raztopine natrijevega lu-ga.

### 3. VRSTE JEKEL ZA HLADNO MASIVNO PREOBLIKOVANJE

V grobem lahko razdelimo jekla za hladno masivno preoblikovanje v naslednje skupine:

- Nelegirana jekla s feritno-perlitno mikrostrukturo, pri katerih dosežemo zahtevane lastnosti samo s hladnim deformiranjem in niso namenjena za toplotno obdelavo.

- Nelegirana in malolegirana jekla, ki jih dobavljamo v takem stanju, da imajo dobro sposobnost za hladno oblikovanje, zahtevane končne mehanske lastnosti pa dosežemo s toplotno obdelavo končnih hladno oblikovanih izdelkov. Sem spadajo jekla za cementacijo in poboljšanje.

- Mnogolegirana jekla (nerjavna) s feritno ali avstenitno mikrostrukturo, od katerih zahtevamo posebne lastnosti, kot so trdnost pri povišanih temperaturah, obstojnost v ognju ali korozijsko obstojnost.

#### 3.1 Jekla, ki niso namenjena za toplotno obdelavo

To so maloogljikna jekla z zelo majhnim deležem perlitna v feritni osnovi. Zaradi tega in zaradi nizke izhodne trdnosti in dobre preoblikovalne sposobnosti jih lahko uporabimo za manj zahtevne izdelke (nekateri vijake, matice, zakovice) že v toplovaljanem stanju.

Za najzahtevnejše izdelke (okovi svečk, ohišja ventilov, nekatere vrste vijakov ...) moramo uporabiti žico, ki je predhodno predelana po tehnoloških postopkih, ki zagotavljajo najboljšo preoblikovalnost jekla. Postopki zajemajo operacije kemične priprave površine, hladnega vlečenja žice s čim večjo hladno deformacijo (min. 25%), žarjenja, ponovne kemične priprave (fosfatiranja) in končnega hladnega vlečenja z majhno hladno deformacijo. S končnim hladnim vlečenjem žice dosežemo zahtevane izhodne mehanske lastnosti žice, hkrati pa se na površino vtisne droben sloj maziva, ki olajša poznejše operacije hladnega masivnega preoblikovanja.

Jekla obravnane skupine so lahko v nepomirjeni ali v pomirjeni obliki. Pri nepomirjenih jeklih se pojavljajo večje izceje, zato je pri uporabi teh jekel možen večji raztros mehanskih lastnosti. Bolj enakomerne lastnosti hladno masivno oblikovanih izdelkov zagotavlja uporaba posebno (z Al ali Ti) pomirjenih jekel. Ta jekla so tudi manj podvržena procesom staranja. Z aluminijem posebno pomirjena jekla za hladno masivno preoblikovanje iz proizvodnega programa železarne Jesenice so navedena v tabeli 1.

Tabela 1: Jekla, ki niso namenjena za toplotno obdelavo

| Ž.J.   | Oznaka jekla | Kemična sestava v % |         |      |         | Lastnosti v valjanem stanju |       |
|--------|--------------|---------------------|---------|------|---------|-----------------------------|-------|
|        |              | C                   | Si max. | Mn   | Al min. | Rm (N/mm <sup>2</sup> )     | Z (%) |
| JMP 5  | Q St 32-3    | 0.05                | 0.10    | 0.30 | 0.020   | 400                         | 60    |
| JMP 10 | Q St 36-6    | 0.10                | 0.10    | 0.30 | 0.020   | 430                         | 60    |
| JMP 15 | Q St 38-3    | 0.15                | 0.10    | 0.30 | 0.020   | 460                         | 55    |

#### 3.2 Jekla, namenjena za toplotno obdelavo

##### 3.2.1 Cementacijska jekla

Ta jekla so za hladno masivno preoblikovanje zelo primerna. Majhna količina C, in s tem majhen delež perlitna v teh jeklih, omogoča proizvodnjo hladno oblikovanih delov s precej veliko stopnjo deformacije. Z žarjenjem jekel na kroglasti perlit sposobnost za hladno deformiranje še povečamo.

Za najbolj zahtevne izdelke lahko uporabimo tudi žico v vlečenem + žarjenem + vlečenem stanju.

Za boljše preoblikovalnost je pri najzahtevnejših izdelkih potrebno prilagoditi tudi kemično sestavo jekla, npr. z manjšo vsebnostjo Si in S.

Za manj zahtevne hladno masivno oblikovane izdelke uporabimo največkrat nelegirana cementacijska jekla v toplovaljanem stanju (z normalno feritno-perlitno mikrostrukturo). Legirana jekla uporabljamo predvsem v sferoidizacijsko žarjenem stanju.

Cementacijska jekla iz proizvodnega programa železarne Jesenice so zbrana v tabeli 2, mehanske lastnosti v različnih dobavnih stanjih pa v tabeli 3.

Tabela 2: Cementacijska jekla

| Ž.J.   | Vrsta jekla | Kemična sestava v % |      |      |        |        |      |      |      |
|--------|-------------|---------------------|------|------|--------|--------|------|------|------|
|        |             | C                   | Si   | Mn   | P max. | S max. | Cr   | Mo   | Ni   |
| Cq 15  | Cq 15       | 0.15                | 0.25 | 0.35 | 0.030  | 0.030  |      |      |      |
| Č 4120 | 15 Cr 3     | 0.15                | 0.25 | 0.50 | 0.030  | 0.030  | 0.55 |      |      |
| Č 4721 | 20 MoCr 5   | 0.20                | 0.25 | 1.05 | 0.030  | 0.030  | 1.25 | 0.25 |      |
| Č 5420 | 15 CrNi 6   | 0.15                | 0.25 | 0.50 | 0.030  | 0.030  | 1.55 | 0.25 | 1.55 |

Tabela 3: Cementacijska jekla

| Vrsta jekla | Mehanske lastnosti v dobavnem stanju |          |   |          |  |          |
|-------------|--------------------------------------|----------|---|----------|--|----------|
|             | Žarjeno na krogličasti perlit        |          | Hladno vlečeno in žarjeno na krogličasti perlit |          | Hladno vlečeno, žarjeno na krogličasti perlit in hl. vlečeno |          |
|             | Rm maks. N/mm <sup>2</sup>           | Z min. % | Rm maks. N/mm <sup>2</sup>                      | Z min. % | Rm maks. N/mm <sup>2</sup>                                   | Z min. % |
| Cq 15       | 470                                  | 65       | 470   | 65       | 490  | 65       |
| Č 4120      | 510                                  | 60       | 490   | 62       | 510  | 62       |
| Č 4320      | 550                                  | 60       | 530   | 62       | 550  | 62       |
| Č 4721      | 600                                  | 60       | 580   | 61       | 600  | 61       |
| Č 5420      | 600                                  | 59       | 580   | 61       | 600  | 61       |

##### 3.2.2 Jekla za poboljšanje

Ta jekla uporabljamo za izdelke z zahtevano višjo trdnostjo. Vrsto jekla izberemo glede na zahtevane trdnostne lastnosti in velikost preseka izdelka. Za debelejšje izdelke izberemo zaradi potrebne boljše prekaljivosti bolj legirana jekla.

Jekla za poboljšanje normalno dobavljamo v sferoidizacijsko žarjenem stanju. Po potrebi so zaradi doseganja točnejših dimenzij in zaradi lažje in popolnejše sfe-

roidizacije predhodno hladno vlečena ali pa tudi končno hladno vlečena z majhno deformacijo. Izbor jekel za popboljšanje, namenjenih za hladno masivno preoblikovanje iz proizvodnega programa Železarne Jesenice je dan v tabeli 4. V tabeli 5 so navedene lastnosti teh jekel v dobavnem stanju, v tabeli 6 pa lastnosti v popboljšanem stanju.

Tabela 4: Jekla za popboljšanje

| Vrsta jekla |          | Kemična sestava v % |      |      |        |        |      |      |        |
|-------------|----------|---------------------|------|------|--------|--------|------|------|--------|
| Ž.J.        | DIN      | C                   | Si   | Mn   | P max. | S max. | Cr   | Mo   | B      |
| Cq 22       | Cq 22    | 0.22                | 0.25 | 0.45 | 0.030  | 0.030  |      |      |        |
| Cq 35       | Cq 35    | 0.35                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  |      |      |        |
| Cq 45       | Cq 45    | 0.45                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  |      |      |        |
| KV 35       |          | 0.35                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  | 0.38 |      |        |
| KV 38       | 38 Cr 2  | 0.38                | 0.25 | 0.70 | 0.030  | 0.030  | 0.52 |      |        |
| Č 4130      | 34 Cr 4  | 0.34                | 0.25 | 0.75 | 0.030  | 0.030  | 1.05 |      |        |
| Č 4131      | 41 Cr 4  | 0.41                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  | 1.05 |      |        |
| Č 4730      | 25 CrMo4 | 0.25                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  | 1.05 | 0.22 |        |
| Č 4731      | 34 CrMo4 | 0.34                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  | 1.05 | 0.22 |        |
| Č 4732      | 42 CrMo4 | 0.42                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  | 1.05 | 0.22 |        |
| 22 B 2      | 22 B 2   | 0.22                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  |      |      | 0.0030 |
| 28 B 2      | 28 B 2   | 0.28                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  |      |      | 0.0030 |
| 35 B 2      | 35 B 2   | 0.35                | 0.25 | 0.65 | 0.030  | 0.030  |      |      | 0.0030 |
| KV 35 B     |          | 0.38                | 0.25 | 0.65 |        |        | 0.38 |      | 0.0030 |

Tabela 5: Mehanske lastnosti jekel za popboljšanje v dobavnem stanju

| Vrsta jekla | Dobavno stanje                                    |          |                                    |          |   |          | Maks. prem. za katerega velja |
|-------------|---|----------|------------------------------------|----------|---|----------|-------------------------------|
|             | Žarjeno na krogličasti perlit ali isto in brušeno |          | Vlečeno in žar. na kroglič. perlit |          | Vlečeno in žar. na kroglič. perlit in vlečeno |          |                               |
|             | Rm maks. N/mm <sup>2</sup>                        | Z min. % | Rm maks. N/mm <sup>2</sup>         | Z min. % | Rm maks. N/mm <sup>2</sup>                    | Z min. % |                               |
| Cq 22       | 500   | 64 (60)  | 480                                | 66 (62)  | 500   | 66 (62)  | 30                            |
| Cq 35       | 570   | 62 (60)  | 550                                | 64 (62)  | 570   | 64 (62)  | 8                             |
| Cq 45       | 590   | 60 (58)  | 570                                | 62 (60)  | 590   | 62 (60)  | 12                            |
| KV 35       | 580   | 60 (58)  | 570                                | 62 (60)  | 590   | 62 (60)  | 14                            |
| KV 38       | 600   | 60 (58)  | 580                                | 62 (60)  | 600   | 62 (60)  | 16                            |
| Č 4130      | 610   | 60 (59)  | 580                                | 62 (61)  | 600   | 62 (61)  | 22                            |
| Č 4131      | 620   | 58 (57)  | 600                                | 60 (59)  | 620   | 60 (59)  | 26                            |
| Č 4730      | 580   | 60 (59)  | 560                                | 62 (61)  | 580   | 62 (61)  | 18                            |
| Č 4731      | 610   | 59 (58)  | 590                                | 61 (60)  | 610   | 61 (60)  | 20                            |
| Č 4732      | 630   | 58 (57)  | 610                                | 60 (59)  | 630   | 60 (59)  | 28                            |
| 22 B 2      | 520   | 64 (60)  | 480                                | 66 (62)  | 500   | 66 (62)  | 9                             |
| 28 B 2      | 540   | 62 (60)  | 520                                | 64 (62)  | 540   | 64 (62)  | 14                            |
| 35 B 2      | 570   | 62 (60)  | 550                                | 64 (62)  | 570   | 64 (62)  | 18                            |

Tabela 6: Mehanske lastnosti v popboljšanem stanju

| Vrsta jekla | Premer žice ≤ 16 mm                 |                      |                       |          |                   |  |
|-------------|-------------------------------------|----------------------|-----------------------|----------|-------------------|--|
|             | Re ali Rp 02 N/mm <sup>2</sup> min. | Rm N/mm <sup>2</sup> | A <sub>5</sub> % min. | Z % min. | Ku (ISO-U) J min. |  |
| Cq 22       | 355                                 | 540/ 690             | 20                    | 45       | 39                |  |
| Cq 35       | 420                                 | 620/ 770             | 17                    | 40       | 29                |  |
| Cq 45       | 480                                 | 700/ 850             | 14                    | 35       | 20                |  |
| KV 35       | 500                                 | 720/ 870             | 15                    | 40       | 29                |  |
| KV 38       | 540                                 | 780/ 930             | 14                    | 40       | 29                |  |
| Č 4130      | 685                                 | 880/1080             | 12                    | 40       | 29                |  |
| Č 4131      | 785                                 | 980/1180             | 11                    | 40       | 25                |  |
| Č 4730      | 685                                 | 880/1080             | 12                    | 50       | 34                |  |
| Č 4731      | 785                                 | 980/1180             | 11                    | 45       | 29                |  |
| Č 4732      | 885                                 | 1080/1280            | 10                    | 40       | 25                |  |

3.3 Nerjavna jekla

Mnogolegirana nerjavna jekla uporabljamo za izdelavo elementov, ki se uporabljajo v posebnih pogojih, npr. pri visokih temperaturah in/ali v agresivnih medijih. Od širokega izbora nerjavnih jekel je za hladno masivno preoblikovanje primerno le majhno število.

Ločimo feritna, martenzitna in avstenitna jekla. V najvejšem času se hitro uveljavljajo tudi tako imenovana superferitna jekla. To so feritna nerjavna jekla z zelo majhno vsebnostjo intersticijskih elementov. Ta jekla odlikuje dobra korozijska obstojnost, med hladno deformacijo pa se zelo počasi utrujejo. Nerjavna jekla za hladno masivno preoblikovanje iz proizvodnega programa železarne Jesenice so navedene v tabeli 7.

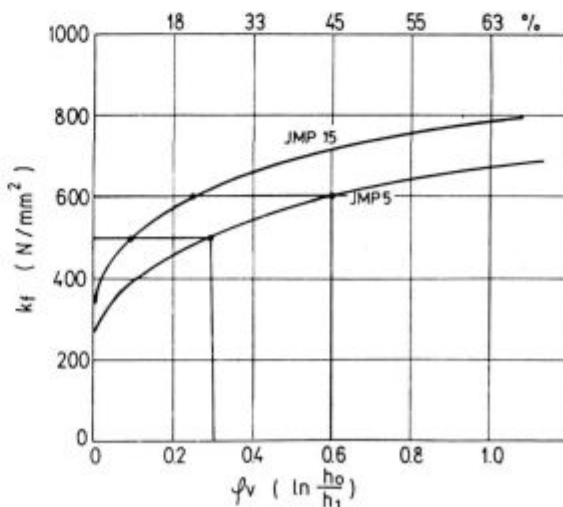
4. UPORABA JEKEL ZA VIJAKE

Vijaki so razvrščeni v standardih (npr. DIN 267) v trdnostne razrede 3.6 ... 14.9.

V oznaki trdnostnega razreda pomeni številka pred piko 1/10 minimalne zahtevane trdnosti R<sub>m</sub> v kg/mm<sup>2</sup>, številka za piko pa 10-kratno razmerje med napetostjo tečenja R<sub>e0.2</sub> in trdnostjo R<sub>m</sub>. Zmnožek obeh števil da najnižjo zahtevano napetost tečenja v kp/mm<sup>2</sup>.

Vijake, trdnostnih razredov od 3.6 do 6.8 (do natezne trdnosti R<sub>m</sub> ≤ 600 N/mm<sup>2</sup>), je možno izdelati že samo s hladnim (deformacijskim) utrjevanjem (brez toplotne obdelave — popboljšanja). Za doseganje zahtevanih mehanskih lastnosti vijakov je potrebno pravilno izbrati izhodno žico, ki je največkrat v hladnovlečenem stanju. Pri tem je potrebno osnovno jeklo izbrati tako, da za doseganje zahtevane trdnosti žice ni potrebna prevelika hladna deformacija. S povečanjem hladne deformacije žice se namreč zmanjšuje njena preostala plastičnost (rezerva plastičnosti), ki se lahko ob večjih deformacijah tako zmanjša, da več ne prenese hladnega masivnega preoblikovanja, npr. oblikovanje glav vijakov.

Enako trdnost (ali preoblikovalno trdnost) žice je pri dveh različnih jeklih možno doseči z različno stopnjo hladne deformacije. Pametno je izbrati tisto jeklo, pri katerem končno trdnost dosežemo z manjšo hladno deformacijo, ker v tem primeru ostane večja zaloga (rezerva) plastičnosti za končno oblikovanje izdelka. Iz diagrama na sliki 9 lahko razberemo, da npr. preoblikovalno trdnost 500 N/mm<sup>2</sup> doseže jeklo JMP 5 pri log. deformaciji 0.3 (26%), jeklo JMP 15 pa že pri log. deformaciji 0.1 (9.5%).



Slika 9 Krivulji tečenja za jekli JMP 5 in JMP 15

Če torej mora že proizvajalec (Železarna) uporabiti veliko hladno deformacijo z vlečenjem, zato da doseže zahtevano trdnost jekla, je s tem že izkoriščen velik del zaloge plastičnosti in lahko se zgodi, da za oblikovanje zahtevnejših izdelkov preostala plastičnost več ne zadošča in pride do pokanja.

Za doseganje zahtevanih trdnostnih lastnosti višjih razredov od 8.8 do 14.9 (z min. trdnostjo 800 do 1400 N/mm<sup>2</sup>) je potrebno vijake poboljšati.

Pri tem moramo izbrati optimalno vrsto jekla. Pri premalo legiranem jeklu ne dosežemo zahtevane prekaljivosti (in trdnosti) pri preveč legiranem jeklu pa je po nepotrebnem zmanjšana preoblikovalnost jekla. (Z rastočo vsebnostjo ogljika in legiranih elementov v jeklu raste

natezna in s tem tudi preoblikovalna trdnost, preoblikovalna sposobnost pa pada).

Nelegirana jekla so uporabna do trdnostnega razreda 8.8 le za drobnejše vijake (do maks. debeline 12 mm).

Z dodatkom kroma ( $\approx 0.5\%$ ) lahko to trdnost vijakov dosežemo do premera maks. 18 mm, pri tem pa se zaradi legirnega dodatka preoblikovalna sposobnost že nekoliko poslabša.

Zelo ugodno je mikrolegiranje z borom (ca. 0.002 % B), ki občutno izboljšuje prekaljivost brez negativnega vpliva na preoblikovalnost. Z borom legirana jekla lahko uporabimo za izdelavo vijakov trdnostnega razreda 10.9 za debeline vijakov pod 18 mm.

Uporabnost nekaterih vrst cementacijskih jekel in jekel za poboljšanje je zbrana v **tabeli 8**.

**Tabela 7: Nerjavna jekla**

| oznaka Ž.J.       | Vrsta jekla<br>oznaka DIN | Sestava jekla v % |                   |                   |                       |                  |      |      |
|-------------------|---------------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-----------------------|------------------|------|------|
|                   |                           | C                 | Si <sub>max</sub> | Mn <sub>max</sub> | P <sub>max</sub>      | S <sub>max</sub> | Cr   | Ni   |
| feritno jeklo     |                           |                   |                   |                   |                       |                  |      |      |
| ACROM 17          | X8Cr17                    | ≤0.10             | 1.0               | 1.0               | 0.045                 | 0.030            | 16.5 |      |
| ACROM 1 S         | X2CrMoNb18.2              | ≤0.015            | 1.0               | 2.0               | 0.30<br>2. Mo 05.Nb   | 0.20             | 18.0 |      |
| martenzitno jeklo |                           |                   |                   |                   |                       |                  |      |      |
| ACROM 2           | X10Cr13                   | ≤0.15             | 1.0               | 1.0               | 0.045                 | 0.03             | 13.0 |      |
| austenitno jeklo  |                           |                   |                   |                   |                       |                  |      |      |
| ACRONI 11 NC      | X2CrNi18.10               | ≤0.030            | 1.0               | 2.0               | 0.045                 | 0.030            | 18.0 | 11.0 |
| ACRONI 11 EX      | X5CrNi19.11               | ≤0.07             | 1.0               | 2.0               | 0.045                 | 0.030            | 18.0 | 11.0 |
| Acroni 11 Ti      | X10CrNiTi18.9             | ≤0.10             | 1.0               | 2.0               | 0.045<br>Ti ≥ 5 × % C | 0.030            | 18.0 | 10.0 |

**Tabela 8: Uporabnost nekaterih vrst jekel za vijake in matice**

| Oznaka<br>Ž.J. | C    | Sestava jekla v % |      |      |      | Mehanske lastnosti v<br>žarjenem stanju |               | Kaljivost (min.<br>trdote v jedru)<br>(HRc) | Premer<br>max<br>(mm) | Upo-<br>rabnost                                 |
|----------------|------|-------------------|------|------|------|---|---------------|---|-----------------------|---|
|                |      | Si                | Mn   | Cr   | Mo   | Rm (N/mm <sup>2</sup> )<br>max          | Z (%)<br>min. |   |                       |   |
| Cq 15          | 0.15 | 0.25              | 0.35 |      |      | 440                                     | 65            | —   | —                     | zakovice, knipingi                              |
| Cq 35          | 0.35 | 0.25              | 0.65 |      |      | 550                                     | 60            | 40  | 8                     | matice za trd. razred 8 in 10, vijaki 8,8 do M8 |
| 35 B 2         | 0.35 | 0.25              | 0.65 |      |      | 530                                     | 62            | 40  | 18                    | matice trd. razreda 10 in 12 vijaki 8,8 do M20  |
| Č 4130         | 0.34 | 0.25              | 0.75 | 1.05 |      | 580                                     | 60            | 42  | 24                    | 8.8 — vijaki do M24<br>10.9 — vijaki do M18     |
| Č 4131         | 0.41 | 0.25              | 0.65 | 1.05 |      | 610                                     | 59            | 45  | 26                    | 10.9 — vijaki do M26<br>12.9 — vijaki do M8     |
| Č 4731         | 0.34 | 0.25              | 0.65 | 1.05 | 0.20 | 600                                     | 60            | 45  | 22                    | 10.9 — vijaki do M24<br>12.9 — vijaki do M16    |

## 5. ZAKLJUČEK

Pri izdelavi in predelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje je potrebno posebno pozornost posvetiti njihovi kemični sestavi, homogenosti, čistoči, strukturi in površini, ker le na ta način lahko zagotovimo dobro preoblikovalnost. Pri izbiri jekel za določen izdelek, ki ga oblikujemo s postopki hladnega masivnega preoblikovanja je potrebno upoštevati zahtevnost izdelka po oblikovni plati, ter zahtevane lastnosti končnega izdelka. V proizvodnem programu Železarne Jesenice je široka paleta jekel za hladno masivno preoblikovanje. Z izbiro pravilne tehnologije predelave teh vrst jekel je možno lastnosti žice (ali palic) optimalno prilagoditi zahtevam končnega porabnika.

## LITERATURA

1. A. Razinger: Sferoidizacijsko žarjenje jekel za kvalitetne vijake, železarna Jesenice, Raziskovalno poročilo, 1989.
2. K. Kuzman, A. Razinger: Ocena sposobnosti domačih jekel za masivno preoblikovanje v hladnem, Železarski zbornik, 7, 1974, 4, s 189—197.
3. A. Razinger: Razvoj specialnih jekel za hladno masivno preoblikovanje v železarni Jesenice, XI. Jugoslovansko posvetovanje za proizvodno strojništvo, Ohrid, 1977, knjiga I., s 122—131.
4. Werkstoffkunde Stahl, Springer Verlag 1984.
5. Katalog proizvodov železarne Jesenice: Hladno vlečeno jeklo v kolobarjih in palicah, 1987.

## Posebnosti pri cementaciji ali karbonitraciji kosov malih dimenzij

F. Legat\*\*

### UVOD

V kvalitetnejšem področju proizvodnje in uporabe je mnogo vrst verig in vijakov, ki se pri uporabi obrabljajo in morajo zato imeti trdo, obrabno obstojno površino. To so predvsem zaščitne verige za kolesa motornih vozil in traktorjev z zelo širokim razponom, od drobnih verig za osebna vozila in kamione, do verig, iz katerih izdelujemo goste mreže za kolesa težkih strojev za zemeljska dela. Trdo in obrabno odporno površino morajo imeti tudi nekatere druge verige, n. pr. za elavatorje. Tudi obseg debelin verig je velik, od nekaj milimetrov do preko 30 mm. Za utrjevanje površine uporabljamo izključno cementacijo in karbonitriranje, in seveda ustrezno toplotno obdelavo. Postopka sta sicer znana, vendar je pri verigah v primerjavi z drugimi izdelki precej posebnosti, ki zahtevajo določene prilagoditve obeh postopkov. Pri vijakih pa se vedno bolj pojavljajo zahteve po tanki karbonitraciji (0.2 mm). Tu pa se srečujemo dostikrat z zelo tankimi stenami.

Naogljčenje in poboljšanje malih kosov je kar precej drugačno kot velikih kosov:

1. Zahtevajo se tanke plasti naogljčenega, trdega nanosa, kar zahteva posebne pogoje pri sami toplotni obdelavi.

2. Sprememba dimenzij je kljub manjšim presekom dosti pomembna. Deformacije, ki jih povzročijo nato še poboljšanje, so dokaj velike in, procentualno gledano, večkrat odločilne.

Celoten proces naogljčenja teče, kot je znano, po Fick-ovi enačbi za difuzijo in je močno odvisen od:

- temperature,
- časa,

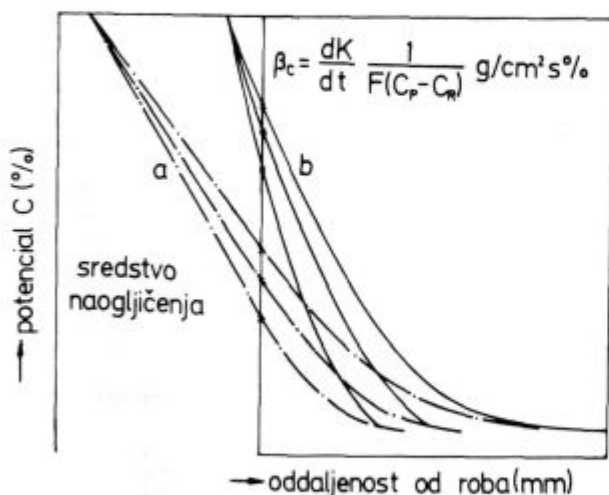


Diagram 1

- C potenciala,
- ogljikovega prehodnega števila in
- kemične sestave osnovnega materiala (difuzija).

Seveda, če celoten proces ogljčenja še oplemenitimo z dodatkom  $NH_3$ , pa moramo upoštevati še dodatne pogoje tega plina. Za dobro trdoto na površini rabimo določeno količino ogljika. Obogatitev površine za željeno trdoto po kaljenju pa lahko opravimo le v mediju, ki ima dosti dobro prehodno število ogljika. Navedeni diagram 1 kaže krivulje za medij z danim potencialom ogljika, vendar pa z različnim ogljikovim prehodnim številom  $\beta_c$ .

Ta diagram dokaj razločno pojasnjuje prehodno število  $\beta_c$  pri že pričakovanem mejnem procentu ogljika.

Imamo pa za sam izračun še posebno enačbo, in sicer:

$$\beta_c = \frac{dK}{dt} \frac{1}{F(C_p - C_R)} \text{ g/cm}^2 \text{ s} \%$$

V tej enačbi predstavlja  $\frac{dK}{dt}$  v določenem času

podano količino C.

F = površina, ki se ogličji

$C_p$  = potencial C v atmosferi peči

$C_R$  = ogljik v površini izdelka

Čim večje je prehodno ogljikovo število, tem hitreje bo dosegel C v površini željeno, predpisano mejo.

Kratek čas, ki se običajno uporablja pri kosih s tankimi stenami, pa otežuje enakomernost naogljčevanja.

Seveda iščemo zato v praksi bolj ugodne rešitve, kadar gre za drobne kose ali za izdelke s tankimi stenami.

Rešitvi sta dve:

— za tanjše debeline cementacij uporabljamo nižje temperature cementacije in ustrezno daljše čase;

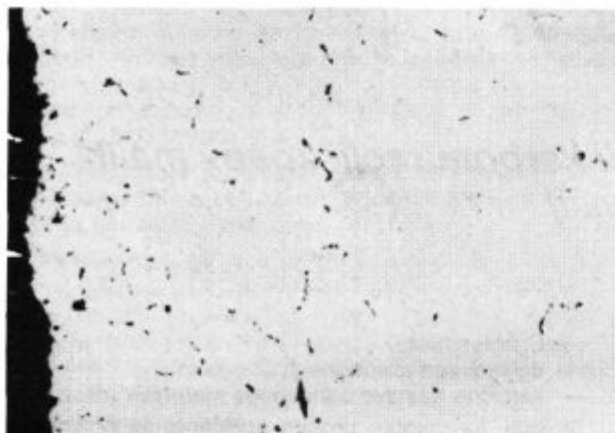
— druga, bolj uporabna možnost pa je zamenjava procesa cementacije, ki teče pri 930 °C, s karbonitracijo. To pomeni, da plinu za ogljčenje namerno dodajamo določen procent  $NH_3$ . Sam proces pa zopet vodimo tako, da je količina dodanega amoniaka prirejena temperaturi karbonitracije. Če je dodatek prevelik, lahko pride do izločanja karbonitridov v trdi površinski kožici. Če je postopek voden pravilno, dobimo lepo trdo plast, ki celo presega trdoto cementirane površine. Struktura je dokaj fino zrnata in ima lepo vezno območje med trdo kožo na površini in mehkejšim, bolj žilavim jedrom.

Preiskave so pokazale, da je treba pri delu posebej paziti na količino N v površinski kožici. Glede na to moramo regulirati dodatek amoniaka pri karbonitraciji.

Za primerjavo dodajam metalografski posnetek (slika 1) izdelka iz jekla 20NiCrMo3, ki je bil karbonitriran pri 850 °C in dodatku amoniaka 3.5 %.

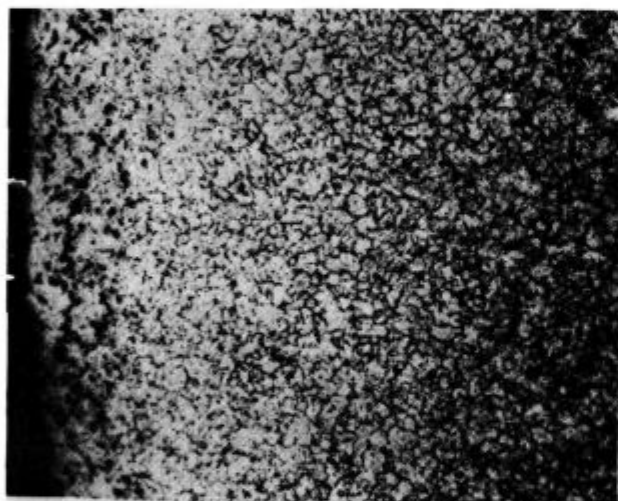
\*\* Franc Legat, dipl. ing. met. — Veriga Lesce



Slika 1: povečava  $\times 500$ 

Karbonitridi nastopajo takoj pod površino, lahko pa prodirajo tudi v notranjost.

Lep primer nam daje naslednja slika 2.

Slika 2: povečava  $\times 200$ 

Posebne osi za kolesa z različnimi preseki po dolžini so imele trdote od 720 do 835 HV. Izdelane so bile iz jekla Č.1221, hladno vlečenega, žarjenega, nato pa hladno preoblikovane. Bile so normalno karbonitrirane pri temperaturi 860°C do globine 0,6 mm. Zaradi neobičajnih padcev trdot na posameznih mestih smo naredili ponovno preiskavo in ugotovili, da je bil procent dušika v tem primeru v površini prevelik (0,6—0,8 % N), kar pomeni, da je naša količina  $\text{NH}_3$  s 3 % previsoka. Dodatni preizkusi in analize količine dušika v površini so potrdili, da je mejna vrednost za dušik 0,4 %. Če je koncentracija večja, nastaja možnost pojavljanja napak v trdi plasti.

Povezavo med količino dodanega amoniaka, temperaturo karbonitriranja in količino nastopajočega dušika v površini izdelka nazorno kaže naslednji **diagram 2**:

Iz diagrama lahko razberemo, kakšne mejne količine imamo lahko v površini pri različnih temperaturah.

Za naše praktične pogoje pride največ v poštev temp. 850—860°C. V praksi se pa dostikrat uporablja tudi nižja temperatura — 780°C, ki pa po diagramu daje maksimalno omejitev na N — 0,65 %, za 2,5 % dodanega  $\text{NH}_3$ , glede na količino zaščitnega plina.

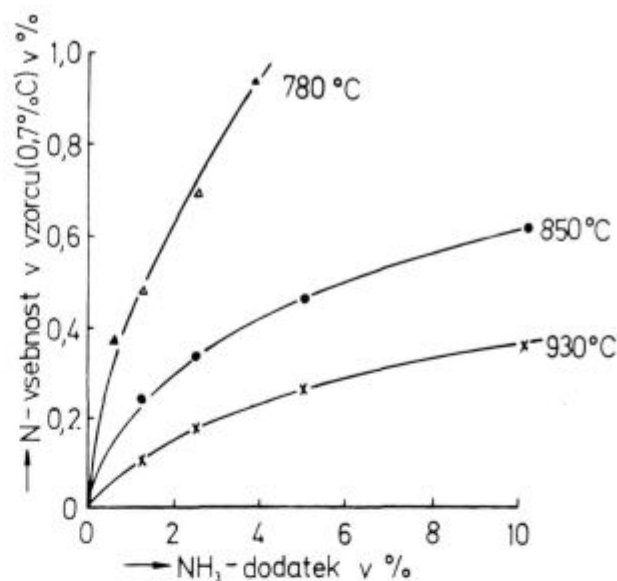


Diagram 2

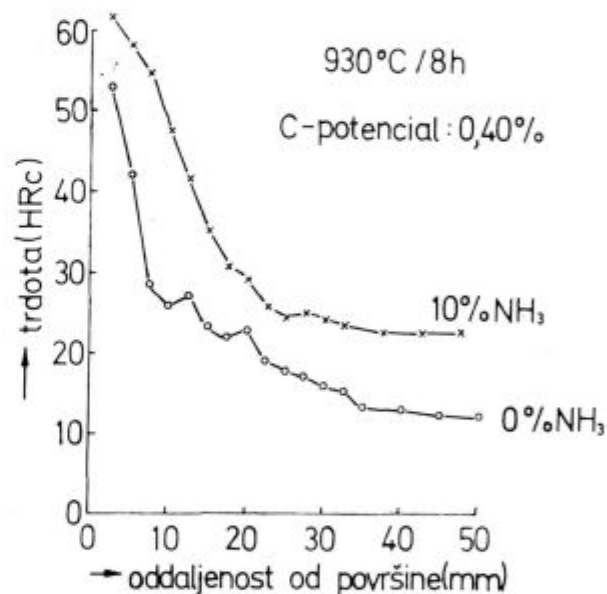


Diagram 3

Seveda normalno sledi naogljčenju ali karbonitriranju ohlajanje v olju, soleh ali v vodi. Ti drobni izdelki so običajno že oblikovno zaključeni in se mehansko po toplotni obdelavi ne dodelujejo več. To pa pomeni, da je zelo važna njihova oblikovna stabilnost. Prav zaradi deformacij in sprememb oblike sledi ohlajanje v olju, ki pa ima najmanj 50°C.

Zelo nazorno nam kaže vpliv temperature olja za nekaj znanih jekel po ohlajanju s temperature karbonitracije priloženi **diagram 4**.

To so kvalitete, ki so redno v domačem programu in se pri nas vsak dan uporabljajo.

Voda je običajno za tanke stene naših izdelkov nevarna. Če pa jo že uporabljamo, moramo praktično preveriti njene učinke in po potrebi usmeriti način padanja kosov v hladilno sredstvo, glede na obliko.

Kadar niso zahtevane ekstremno visoke trdote in želimo od izdelka več žilavosti, se priporoča bainitno

poboljšanje. Pri tem postopku grede izdelki direktno iz peči v kalilno sol, ki ima ustrezno temperaturo. Izdelki ostanejo v soli toliko časa, da se pretežni del avstenita spremeni v bainit. Seveda je najvažnejši dejavnik pri tem ohlajanju prav temperatura soli v kopeli. Najboljše rezultate dobimo v praksi, če ohlajanje poteka tik nad martenzitno črto, ki jo ima površinska kožica z novim procentom ogljika.

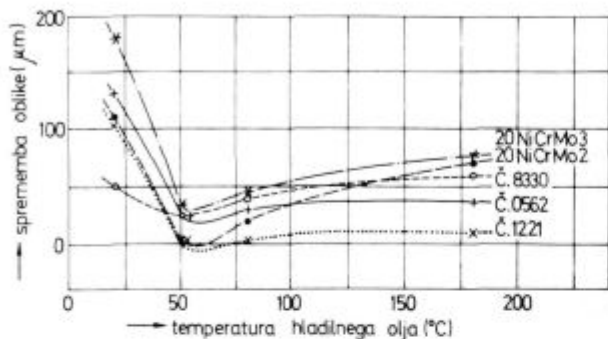


Diagram 4

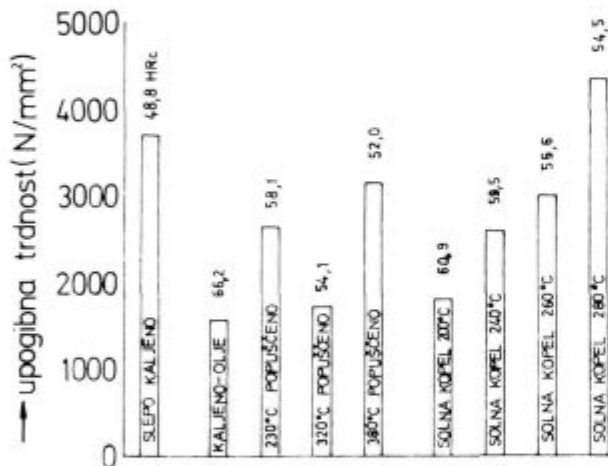


Diagram 5

Diagram 5 nam daje nekaj praktičnih primerjav za naše jeklo 20NiCrMo3, in sicer spremembe trdot in upogibnih trdnosti v odvisnosti od načina ohlajanja. Vzorci so bili karbonitrirani pri 870°C, žica Ø 9 mm, čas karbonitriranja 2 1/2 ure, potencial C — 0.7 %, N v površini 0.35 %.

Uporabna pa je v praksi tudi formula, s pomočjo katere lahko izračunamo globino naogljčenja, če imamo dan potencial C in oglikovo prehodno število:

$$EhT = K \sqrt{t}$$

K = posebna temperaturna količina, ki raste s temperaturo

t = čas naogljčenja

Kot smo že omenili, se pri dodatku NH<sub>3</sub> površinska trdota povečuje, ugodno pa vpliva na enakomernost naogljčene plasti.

Naslednji diagram 6 nam kaže razlike v trdoti med obema postopkoma: cementacijo in karbonitracijo, in to pri jeklu, ki se pogosto uporablja za pedalne osi.

KARBONITRACIJA IN CEMENTACIJA C 22

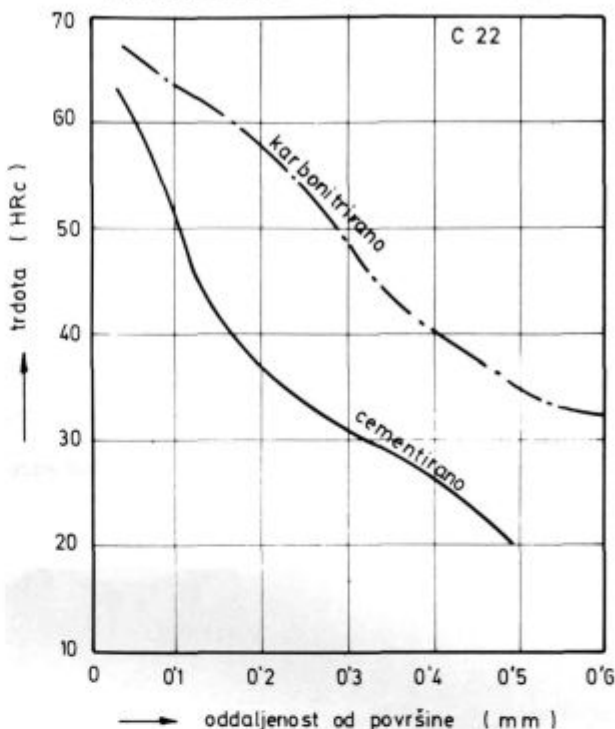


Diagram 6

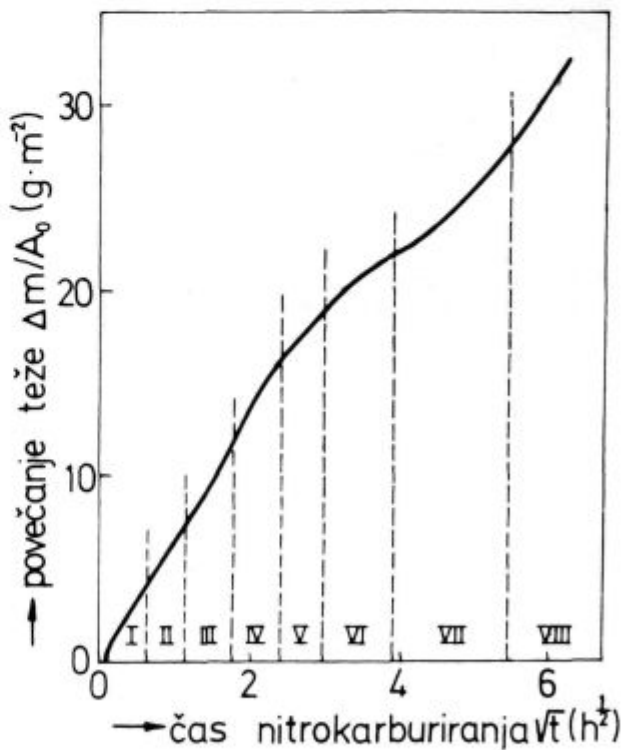


Diagram 7

Še enkrat pa moramo poudariti, da je količina N močno odvisna od temperature. Na drugi strani pa nam je poznan neugoden pojav raznih poroznosti in nastajanje luknjic v naši obogateni površinski coni. Narejenih je

bilo že dosti preiskav pri nas, pa tudi v RO na Jesenicah, vendar še vedno najbolj drži razlaga, da metastabilnost faz vodi do izločanja molekularnega dušika ( $N_2$ ). Tako je n. pr. parcialni pritisk dušika v ravnotežju z  $\epsilon$  — fazo pri določeni temperaturi, kar ima tendenco rekombinacije dušikovih atomov v  $N_2$ . Luknjice nastopajo po kristalnih mejah  $\epsilon$  — faze. Lahko pa se pojavijo tudi v kristalih. Z naraščanjem luknjic se le-te povezujejo in tvorijo posebne kanale, ki so včasih odprti celo do površine in imajo direktni stik s karbonitrirnim medijem.

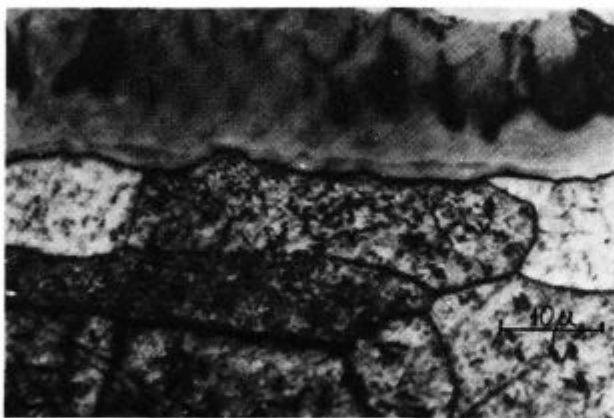
To pomeni, da tvorba por in kanalov vodita:

- k izgubi raztopljenega dušika in
- k povečevanju stičnih površin med karbonitrirnim medijem in površino izdelka.

Če pogledamo bolj natančno naslednji **diagram 7**, ki nam kaže naraščanje mase v odvisnosti od časa nitrokarburiranja (nitriranje z dodatkom propana kot aktivatorja), ugotovimo, da je nastajanje por najmočnejše prav v III. stadiju.

Porozni kristali jasno gledajo iz vezne cone, kar kaže na povečan pritisk  $N_2$  v notranjosti strukture.

Za primer prilagam **sliko 3** strukture.



**Slika 3:**

**Slika 3** kaže dvofazno in vezno cono s kanali po kristalnih mejah v coni.

Pri naših dvokomornih pečeh velja praktično pravilo, da dodajamo amoniak od 1—5 %, glede na količino nosilnega plina. Dodaja se amoniak nekoliko kasneje (z zamudo) za propanom, včasih celo šele v drugo komoro. Vrednosti, predpisane od proizvajalca peči, so dosti večje, celo do 15 %, kar pa se je izkazalo za odločno previsoko količino.

Pri procesu difundiranja C in N istočasno v jeklo. Amoniak se razcepi, tako da dobimo iz 2 molov  $NH_3$  1 mol dušika in 3 mole vodika. Dodatek 5 % amoniaka pomeni zmanjšanje količine CO za 10 %, kar ima za posledico zmanjšanje potenciala C in nižji ogljik v površinski kožici. Aktivnost in prehodnost C je sedaj odvisna od razmerja  $CO : H_2$ . Najboljši pogoji nastopajo, če je razmerje teh dveh komponent 1 : 1.

Praktično pa je videti tablica zmanjševanja C v površini zaradi prisotnosti N takole:

| % N | % C  |
|-----|------|
| 0.1 | 0.96 |
| 0.2 | 0.91 |
| 0.3 | 0.87 |
| 0.4 | 0.83 |

Sicer pa se prisotnost dušika pri konstantnem procentu  $NH_3$  s temperaturo precej zmanjšuje:

| Pri 1 % $NH_3$ — | temperatura | % N    |
|------------------|-------------|--------|
| 800 °C           | —           | 0.35 % |
| 850 °C           | —           | 0.2 %  |
| 900 °C           | —           | 0.15 % |
| 930 °C           | —           | 0.1 %  |

Svoj vpliv na celotno razdelitev in količino N imajo pa tudi sama jekla in legirni elementi, ki v njih nastopajo.

### ZAKLJUČEK

V praksi se vedno bolj pojavljajo zahteve po utrjenih, proti obrabi odpornih površinah, posebno pri drobnih izdelkih.

Kot najboljši postopek za take utrditve se je pokazalo karbonitriranje pri temperaturi 860 °C in mešanici plinov propan ali zemeljski plin, ki pa ima kot dodatek do 2.5 % amoniaka.

Če je količina amoniaka prevelika, nam koncentracija dušika v površini tako naraste, da se začne izločati v molekularni obliki in ustvarja močno poroznost v površini. To pa pomeni, da je naša utrjena plast v zgornjem delu dokaj mehkejša in nima ustrezne obrabne odpornosti. Iz praktičnih podatkov in preiskav, ki so bile opravljene, sledi, da moramo upoštevati pri tem procesu poboljšanja:

- dodatek amoniaka,
- % dušika v površini in
- temperaturo, pri kateri proces teče.

### LITERATURA

- W. Evsell: ZWF, 72 (1977) 492—495 Mehrzweckkammerofen  
 R. Chatterje: Draht 29 (1979) 419—423 Dünnwandiger Teile  
 Preiskave: SŽ Veriga Lesce, Železarna Jesenice  
 Navodila: Ipsen



trgovina in storitve, p. o.  
Kranj, Koroška c. 1  
tel.: (064) 26-461  
telex: 34574 yu merkur  
telefax: (064) 22-974

### **PRODAJNI PROGRAM:**

- proizvodi črne in barvne metalurgije,
- varilna tehnika in dodajni materiali,
- strojno in ročno orodje,
- stroji in oprema,
- okovje in vijaki,
- bela tehnika, akustika, mali gospodinjski aparati,
- proizvodi za široko potrošnjo,
- gradbeni materiali,
- vodovodne in plinske instalacije,
- ogrevalna tehnika,
- elektromaterial in telefonija,
- elektronaprave in kabli,
- barve in laki.

### **PRODAJALNE:**

V Kranju,  
Ljubljani,  
Litiji,  
Pivki,

Petelinjah,  
Škofji Loki,  
Gorenji vasi,  
Naklem,

Radovljici,  
Lescah,  
na Bledu in  
Jesenicah.





SLOVENSKE ŽELEZARNE  
**METALURŠKI INŠTITUT**  
LJUBLJANA, LEPI POT 6

### KAJ JE METALURŠKI INŠTITUT

Metalurški inštitut je delovna organizacija v okviru SOZD Slovenske Železarne, po statutu pa je osrednja raziskovalna organizacija vse slovenske metalurgije in livarstva. Inštitut razvija vse aktivnosti, ki so potrebne za raziskovalno delo, torej raziskave osnovnega, razvojnega in uporabnega značaja, pilotno proizvodnjo posebnih materialov, je soizdajatelj strokovnega časopisa, prireja strokovna srečanja in seminarje, dela različne strokovne ad hoc usluge za industrijo s področja kakovosti in uporabe kovinskih materialov, goji stike z raziskovalnimi organizacijami pri nas in v inozemstvu, sodeluje v programih in projektih Raziskovalne skupnosti Slovenije, v projektih usmerjenih v tehnološki razvoj Jugoslavije ter v projektih mednarodnega sodelovanja z zapadno in vzhodno Evropo in ZDA.

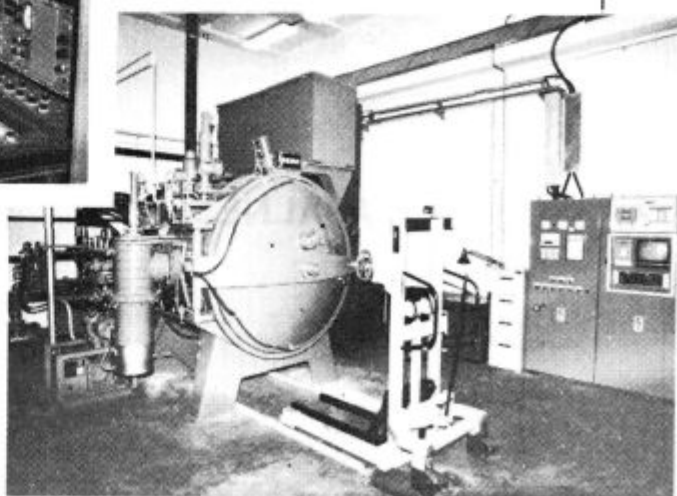
### PROGRAM DELA IN OPREMA

Program raziskovalnega dela posega v naslednja področja: razvoj sodobnih masovnih kovinskih materialov in tehnologije njihove izdelave in predelave, razvoj in pilotna proizvodnja posebnih materialov za elektroniko, fizikalno-metalurško in kemijsko-analitsko karakterizacijo materialov, matematično modeliranje in računalniško krmiljenje procesov ter racionalna uporaba energije in surovin v metalurški industriji. Skladno s programom dela ima laboratorije za mikrostrukturne, fizikalne, mehanske preskave in za analitiko kovinskih materialov ter za pilotno proizvodnjo. Med raziskovalnimi aparaturami najdemo peči za taljenje vseh vrst kovin na zraku in v vakuumu, naprave za predelavo teh kovin v trak, palice in žico, napravo za atomizacijo kovin, optične mikroskope in vrstični (scanning) elektronski mikroskop za mikrostrukturne raziskave, elektronski mikroanalizator, dilatometer, naprave za preizkušanje kovin s statično in dinamično obremenitvijo pri visokih temperaturah, naprave za termično obdelavo, med njimi najsodobnejšo vakuumsko visokotemperaturno kalilno žarilno peč ter različne sodobne analitske naprave, na primer aparature za atomsko absorpcijsko spektrometrijo in emisijski spektrometer.



*Pogled na vrstični elektronski mikroskop z napravo za elektronsko mikroanalizo in analizo slike*

V teku je dobava naprave za vlivanje amorfnih trakov, ki bo skupaj z napravo za atomizacijo in izostatsko stiskanje, ki jo je inštitut nabavil skupno z inštitutom J. Stefan omogočila laboratorijsko sintezo najsodobnejših kovinskih materialov. Prav v tem letu se bo začel tudi uresničevati projekt pilotne proizvodnje usmerjen v izdelavo palic in žic iz posebnih materialov po tehnologiji računalniško vakuumskega taljenja in kontinuirnega litja.



*Pogled na računalniško krmiljeno vakuumsko žarilno kalilno peč*

# VSEBINA

UDK: 669.046.558.6:669.14.018.26  
ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51

Metalurgija — jeklarstvo — tehnologija jekel za masivno hladno preoblikovanje — injektiranje polnjene žice — modifikacija vključkov

A. Šteblaj, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger

**Uporaba s CaAl polnjene žice pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, s. 129—135

Tehnologija obdelave tekočega jekla z injektiranjem polnjene žice tipa CaAl pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje. Izdelava industrijskih šarž na 70 tonski EOP. Injektiranje polnjene žice in obdelava talin na VOD napravi. Analiza dobljenih rezultatov glede obnašanja posameznih parametrov in ocena čistoče jekla.

Avtorski izvleček

UDK: 620.191.33:669.14.018.85:621.16  
ASM/SLA: Q7j, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72

Jekla za parovode, deformacija z lezenjem, evolucija mikrostrukture, poškodbe in razpoke.

F. Vodopivec

**O poškodbah jekla v parovodih in metodah za njihovo opredelitev**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, s. 145—152

V članku se razpravlja o vplivu obremenitve na lastnosti jekla, o napetostih v parovodih, o poškodbah zaradi statičnih in dinamičnih obremenitev ter se opisuje metodika za oceno preostale življenjske dobe. Delo je kritična analiza literaturnih podatkov, razširjena z lastnimi spoznanji.

Avtorski izvleček

UDK: 621.77.016.2:669.15—194.57  
ASM/SLA: N5f, F2, SSd, 2—60, 3—68

Metalurgija — superferitna jekla — vroča predelava — mikrostruktura

P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek

**Rekristalizacija feritnih nerjavnih jekel z zelo nizko vsebnostjo ogljika in dušika**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, s. 137—143

Nove jeklarske tehnologije so omogočile izdelavo izredno čistih feritnih nerjavnih jekel, ki uspešno zamenjujejo dražja austenitna nerjavna jekla.

Med vročo predelavo superferitnih jekel poteka predvsem dinamična poligonizacija in le deloma dinamična rekristalizacija. Pri zniževanju deformacijske hitrosti nastane zelo stabilna dinamično poligonizirana mikrostruktura iz katere se pri rekristalizacijskem žarjenju, zaradi omejene nukleacije, razvijejo groba zrna. Le z visokimi deformacijskimi hitrostmi zagotovimo jeklu ustrezno velikost rekristaliziranih zrn. Velikost zrn je odvisna tudi od drugih parametrov vroče predelave (temperatura, deformacija). Jeklo, stabilizirano s Ti, ima večjo rekristalizacijsko sposobnost kot jeklo legirano z Mo in stabilizirano z Nb.

Avtorski izvleček

# INHALT

UDK: 620.191.33:669.14.018.85:621.16  
ASM/SLA: Q7J, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72

Stähle für Dampfleitungen — Verformung durch Kriechen —  
Entwicklung vom Mikrogefüge — Beschädigungen und Risse  
F. Vodopivec

**Über die Beschädigungen an Dampfleitungen und die Methoden  
für deren Bestimmung**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, s 145—152

Im Artikel wird der Einfluss der Belastungen auf die Eigenschaften von Stahl behandelt weiter der Einfluss der Spannungen in Dampfleitungen und der Beschädigungen wegen statischer und dynamischer Belastungen. Beschrieben wird die Methodik für die Schätzung der überbliebenen Lebensdauer. Die Arbeit ist zugleich eine kritische Analyse der Literaturangaben verbreitet mit eigenen Erkenntnissen.

Auszug des Autors

UDK: 669.046.558.6:669.14.018.26  
ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51

Metallurgie — Stahlerzeugung — Technologie der Stähle für die Kaltmassivumformung — Injektieren von Fülldrähten — Modifikation von Einschlüssen

A. Šteblaj, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger

**Anwendung von CaAl Fülldraht bei der Erzeugung von Stählen für die Kaltmassivumformung.**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, s 129—135

Technologie der Stahlerzeugung von Stählen für die Kaltmassivumformung mit der Anwendung des Injektierens von CaAl Fülldraht. Erzeugung von Industrieschmelzen am 70 t Lichtbogenofen. Behandlung von Stählen an der VOD Anlage und Injektieren von Fülldraht. Analyse der Erzielten Ergebnisse im Bezug auf die einzelnen Einflussparameter und die Bewertung vom Reinheitsgrad.

Auszug des Autors

UDK: 621.77.016.2:669.15—194.57  
ASM/SLA: N5f, F2, SSd, 2—60, 3—68

Metallurgie — superferitischer Stahl — Warmverformung — Mikrogefüge

P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek

**Rekristallisation ferritischer nichtrostender Stähle mit sehr niedrigem Kohlenstoff und Stickstoffgehalt**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, s 137—143

Neue Stahlerzeugungstechnologien haben die Erzeugung äusserst reiner ferritischer nichtrostender Stähle ermöglicht, welche erfolgreich teurere austenitische nichtrostende Stähle ersetzen.

Während der Warmverarbeitung superferitischer Stähle verläuft vor allem dynamische Polygonisation und nur teilweise die dynamische Rekristallisation. Bei der Verminderung der Verformungsgeschwindigkeit entsteht sehr stabiles dynamisch polygonisiertes Mikrogefüge aus welchem beim Rekristallisationsglühen wegen begrenzter Keimbildung grobe Körner entstehen. Nur mit hohen Verformungsgeschwindigkeiten kann im Stahl eine entsprechende Korngrösse der rekristallisierten Körner versichert werden. Die Korngrösse ist auch von anderen Parametern der Warmverformung (Temperatur, Verformungsgrad) abhängig. Der mit Ti stabilisierte Stahl hat ein grösseres Rekristallisationsvermögen als der mit Mo legierter und mit Nb stabilisierter Stahl.

Auszug des Autors

# CONTENTS

UDK: 669.046.558.6.669.14.018.26  
ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51

Metallurgy — Steelmaking — Steel technology for cold mass forming — Injection of filled wire — Modification of inclusions  
A. Šteblaj, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger

**Application of CaAl Filled Wire in Manufacturing Steel for Cold Mass Forming**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, p. 129—135

Technology of treating molten steel by injection of CaAl filled wire in manufacturing steel for cold mass forming. Making industrial melts in a 70 ton EAF. Injection of filled wire and melt treatment in VOD set-up. Analysis of obtained results regarding to the behaviour of single parameters and the estimation of steel purity.

Authors' Abstract

UDK: 620.191.33.669.14.018.85.621.16  
ASM/SLA: Q7j, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72

Steels for steam pipelines — Deformation by creep — Evolution of microstructure — Damages and cracks  
F. Vodopivec

**On Damages of Steel in Steam Pipelines and on Methods For Their Interpretation**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, p. 145—152

Paper treats the influence of loading on the steel properties, the stresses in steam pipelines, the damages due to static and dynamic loads, and it describes the methods for estimation of residual duration. It is the critical analysis of reference data extended by own knowledge and experience.

Authors' Abstract

UDK: 621.77.016.2.669.15—194.57  
ASM/SLA: N5f, F2, SSd, 2—60, 3—68

Metallurgy — Superferritic steel — Hot working — Microstructure  
P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek

**Recrystallization of Ferritic Stainless Steel With a Very Low Carbon and Nitrogen Contents**

Železarski zbornik 24 (1990) 3, p. 137—143

New steelmaking technologies enable the manufacturing of extremely pure ferritic stainless steels which successfully substitute more expensive austenitic stainless steels.

During hot working of superferritic steels mainly dynamic polygonization takes place next to only partial dynamic recrystallization. In reducing the deformation rate a very stable dynamically polygonized microstructure is formed from which coarse grains appear in recrystallization annealing due to limited nucleation. Only high deformation rates ensure the suitable size of recrystallized grains in steel. The grain size depends also on the other parameters of hot working (temperature, deformation). Steel stabilized with Ti has higher recrystallization capacity than steel alloyed with Mo and stabilized with Nb.

Authors' Abstract



# СОДЕРЖАНИЕ

|   |   |
|---|---|
| <p>UDK: 620.191.33.669.14.018.85.621.16<br/>ASM/SLA: Q7j, S13, W11n, W13h, SGAh, 9—72</p> <p>Стали для паропроводов, деформации ползучести, эволюции микроструктуры, повреждения и трещины.<br/>F. Vodopivec</p> <p><b>О повреждениях стали в паропроводах и методах их определения.</b><br/>Železarski zbornik 24 (1990) 3, с 145—152</p> <p>В статье речь идет о влиянии нагрузки на характеристики стали, о напряжениях в паропроводах, о повреждениях вследствие статических и динамических нагрузок, а также о методе определения оставшегося срока службы. Статья является критическим анализом литературных данных, на основании собственного опыта.</p> <p style="text-align: right;">Резюме автора</p> | <p>UDK: 669.046.558.6.669.14.018.26<br/>ASM/SLA: D8n, D9r, D9q, E25q, CNm, 9—51</p> <p>Металлургия — сталелитейное дело — технология изготовления сталей для массовой холодной обработки — инжестирование заполненной проволоки — модификация включений<br/>A. Šteblaj, B. Koroušič, J. Arh, E. Bricelj, M. Mencinger</p> <p><b>Применение проволоки, заполненной CaAl в процессе изготовления сталей для холодной массовой обработки</b><br/>Železarski zbornik 24 (1990) 3, с 129—135</p> <p>Технология обработки текучей стали с инжестированием заполненной проволоки типа CaAl в процессе изготовления сталей для холодной массовой обработки. Изготовление промышленного заряда на 70 тонный EOP. Инжестирование промышленной проволоки и обработка расплавов с помощью устройства VOD. Анализ полученных результатов по поводу изменения отдельных параметров и оценка чистоты стали.</p> <p style="text-align: right;">Резюме автора</p>  |
|   | <p>UDK: 621.77.016.2.669.15—194.57<br/>ASM/SLA: N5f, F2, SSd, 2—60, 3—68</p> <p>Металлургия — суперферритные стали — горячая обработка — микроструктура<br/>P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek</p> <p><b>Рекристаллизация нержавеющей стали с ферритной основой и очень низким содержанием азота и углерода</b><br/>Železarski zbornik 24 (1990) 3, с 137—143</p> <p>Новые сталелитейные технологии позволяют обработку нержавеющей стали высокой степени чистоты с ферритной основой, которые успешно могут заменить дорогие аустенитные нержавеющие стали.</p> <p>В процессе горячей обработки суперферритных сталей прежде всего осуществляется динамическая рекристаллизация. При уменьшении скорости деформации образуется очень стабильная динамично полигонизованная микроструктура из которой, во время рекристаллизационного жарения, вследствие ограниченной нуклеации, образуются грубые зерна. Соответствующие размеры рекристаллизованных зерен обеспечиваются только при высоких скоростях деформации. Размер зерен зависит также от других параметров горячей обработки (температуры, деформации). У стали, стабилизированной с помощью Ti, большая способность рекристаллизации, чем у стали, легированной с Mo и стабилизированной с помощью Nb.</p> <p style="text-align: right;">Резюме автора</p> |
|   |   |

## TEHNIČNA NAVODILA AVTORJEM

### Rokopis

Rokopis dostavite v originalu odgovornemu uredniku ali enemu od članov uredništva. Pisan mora biti z dvojnimi presledkom. Na levi strani je rob širine 4 cm. Na tem robu označite mesta, kjer naj bodo slike ali tabele.

Članki naj bodo kratki in jedrnat in ne prenatrpani z nepotrebnimi podatki. Izogibajte se tabel z veliko števkami, ki bralca ne zanimajo, posebno če so isti podatki prikazani kot odvisnosti v diagramih. Razlage naj bodo jasne, kratke in v neposredni zvezi z doseženimi rezultati, brez širših hipotetičnih dodatkov.

V primeru, da prvič objavljate v Železarskem zborniku, dostavite uredništvu naslednje podatke: ime in priimek z akademskim nazivom spredaj in poklicnim nazivom zadaj, katero delo opravljate, delovna organizacija, žiro račun in naslov stanovanja.

Uredništvo si pridržuje pravico jezikovne korekcije, strokovne recenzije in presoje o ustreznosti objave. Prosimo, da glede rokopisa upoštevate še naslednja navodila:

1) **Izvleček pod naslovom** naj obsega 4 do 10 tipkanih vrst. Vsebinska naj pove, kateri problem obravnava članek.

2) **Povzetek za prevode** v angleški, nemški in ruski jezik pošljite v 4 izvodih. Obsega naj pol do največ dve tipkani strani. Glede vsebine naj pove tujemu bralcu, kakšen je bil problem in kateri so glavni rezultati vašega dela. Specifične strokovne izraze, ki jih prevajalci morda ne poznajo, navedite spodaj v angleškem, nemškem in ruskem jeziku. Vsebuje naj tudi naslov članka.

3) **Avtorski izvleček za kartice** (4 izvodi) naj obsega: glavno geslo in eno ali več stranskih gesel (npr. Metalurgija — Orodna jekla — Preizkušanje materiala), avtorja in soavtorje, naslov članka in kratko vsebino članka (največ 15 tipkanih vrst) s poudarkom na rezultatih raziskave.

4) **Podpisi k slikam** v 2 izvodih na posebnih listih. Podpis naj bo formuliran tako, da bo v angleškem prevodu tudi tuj bralec razumel vsebino slike.

5) **Literaturo**, ki jo citirate v tekstu, označite z zaporednimi številkami, zgoraj za besedo, kjer označbo želite, npr. ... Smith<sup>3</sup> ... Na koncu članka navedite nato vse bibliografske podatke:

— Za knjige: začetnice imen in priimki avtorjev, naslov knjige, številka izdaje, založba, leto izdaje.

— Za članke: začetnice imen in priimki avtorjev, naslov članka, neskrajšani naslov revije, letnik, številka, leto, strani (prva in zadnja).

6) **Poglavja in razne vrste tiska**: Članek naj bo, kolikor je mogoče, razdeljen po naslednji shemi: uvod (nakazati problem, izhodišče in cilj raziskave in pregled literature), načini raziskovanja in materiali, rezultati raziskav, razlaga rezultatov in sklepi.

Glavna poglavja in podpoglavja pišite po primeru:

### REZULTATI RAZISKAV

1. **Preizkušanje jekla Ž 0147** (mastni tisk, tekst se prične v naslednji vrsti)

a) **Količina vključkov** (mastni tisk, tekst se nadaljuje v isti vrsti).

Zvezano podčrtane besede pomenijo mastni tisk, lahko pa uporabite še kurzivni tisk (prekinjeno podčrtane besede) in razprti tisk (tipkajte razprto).

7) **Tabele** pišite med tekstom ali jih priložite na koncu teksta. V drugem primeru napišite na levi rob, kjer je treba tabelo postaviti.

8) **Enote**: Uporabljajte izključno enote po SI (System International d'Unités).

9) **Enačbe in simbole** napišite jasno in čitljivo, najbolje s prosto roko. V enačbah ne uporabljajte znakov za množenje ( $\times$  ali  $\cdot$ ). Izogibajte se zamotanih indeksov. Če ne morete jasno napisati grških črk, napišite pojasnilo na levi rob, npr. mala grška črka gama. Simbole v enačbah sproti tolmačite. Uporabljajte simbole, ki so v JUS standardih, če teh ni pa najbolj uveljavljene.

### Fotografije

Metalografski in drugi posnetki morajo biti izdelani na belem papirju z visokim leskom in naj bodo jasni in kontrastni. Preslikane fotografije ali iz tiska preslikane fotografije niso dovoljene, razen v izjemnih primerih. Računajte, da bo širina fotografije v tisku največ 80 mm. Več fotografij, ki spadajo skupaj, nalepite na papir in jih označite kot eno sliko. V tem primeru je lahko širina slike tudi 165 mm. Izjemno imajo fotografije lahko tudi nestandardno širino. V tem primeru priložite fotografiji pojasnilo, kakšno velikost želite v tisku. Mikroskopska in makroskopska povečanja in pomanjšanja označite v podpisu k sliki (povečanje 100-krat), (pomanjšanja 1,5-krat), še bolje pa z vrisanjem ustrezne skale s črnim ali belim tušem na fotografiji.

### Diagrami in risane slike

Diagrami in risane slike morajo biti narisane s tušem na paus papirju. Ne pošiljajte prefotografiranih ali kopiranih risb. Diagrami morajo imeti popoln okvir in mrežo (raster) v notranjosti okvira. Zaporedno številko slike napišite s svinčnikom na vogalu formata.

Prosimo avtorje, da dosledno upoštevajo še naslednja navodila:

1. **Širina**: Diagrami morajo biti narisani na formatu A4. Širina diagrama naj bo 150 mm, plus ali minus 10 mm. Širina ni le okvir diagrama, temveč tudi številke in napis na ordinatni osi. V tisku so ti diagrami pomanjšani približno 2-krat, na širino enega stolpca. Odstopanja od teh širin narisanih in tiskanih diagramov bodo upoštevana le v primerih, ko morajo biti zaradi gostote podatkov, krivulj ali preglednosti tiskani v širini obeh stolpcev, to je okoli 160 mm. V teh primerih naj bo širina narisane diagrama 300 mm, plus ali minus 20 mm.

Pri drugih risanih slikah (izdelki, preseki, naprave, sheme, načrti in podobno) je lahko skupna narisana širina manjša od 150 mm. Pri tem upoštevajte estetski videz pomanjšane tiskane slike med tekstom in tudi, da bo slika v vsakem primeru v tisku pomanjšana 2-krat; uporabljajte torej enake velikosti črk in debeline črt kot pri diagramih.

2. **Črte**: V vseh diagramih in drugih risanih slikah uporabite izključno naslednje debeline črt:

|                                      |        |
|--------------------------------------|--------|
| — Okviri diagramov (koordinatne osi) | 0,4 mm |
| — Mreža v diagramih                  | 0,2 mm |
| — Krivulje v diagramih               | 0,6 mm |
| — Osnovne črte v risbah              | 0,2 mm |
| — Prerezi (obrisi) v risbah          | 0,4 mm |
| — Šrafure                            | 0,2 mm |

V tisku bodo te črte polovico tanjše.

3. **Črke in številke**: Uporabljajte pokončne črke in številke velikosti 4 mm, risane s šablono in peresom, ki ustreza tej velikosti. Izjema so le indeksi, ki naj bodo veliki 3 mm. V tisku bo velikost črk in številok okoli 2 mm, indeksov pa 1,5 mm.

4. **Opis koordinat**: Na abscisi in ordinati mora biti neskrajšan opis s simbolom in enoto, npr.: Natezna trdnost  $\sigma_M$  v N/mm<sup>2</sup>; Stopnja deformacije  $\epsilon$  v %; Količina mase Mn v %; ne pa le  $\sigma_M$  N/mm<sup>2</sup>;  $\epsilon$  %; % Mn.

5. **Oznake točk in krivulj**: Legende za različne vrste točk in krivulj morajo biti v sliki. Legende za simbole in druge črkovne oznake so lahko tudi v podpisih k slikam.

### Izvleček

Za hitro orientacijo po dokončanju članka navajamo na kratko, kaj je potrebno poslati uredništvu Železarskega zbornika:

1. Rokopis v enem izvodu (drugega hranite za pregled krtačnega odtisa) z izvlečkom pod naslovom, oznakami za slike na levem robu in podatki o avtorjih.

2. Povzetek za prevode v 4 izvodih.

3. Avtorski izvleček za kartice v 4 izvodih.

4. Podpisi k slikam v 2 izvodih.

5. Oštevilčene fotografije, diagrami in druge slike.