

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA

	Stran
Bratina Janez — Železarna Ravne OBRATOVALNI ELEKTROENERGETSKI MODEL OBLOČNE PEČI (GRAFIČNI PRIKAZ)	81
Vodopivec Franc, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar — Metalurški inštitut Lju- bljana MIKROSTRUKTURA PO VROČEM VALJANEM IN DUK- TILNOST ŽELEZOVE ZLITINE Z 29 % Cr IN 11 % Co	91
Večko Tatjana, I. Kos — Železarna Ravne IZLOČANJE σ FAZE IN NJEN VPLIV NA ŽILAVOST IN TRDOTO NERJAVNEGA AUSTENITNO-FERITNEGA JE- KLA TIPA 29 Cr 9 Ni	99
TEHNIČNE NOVICE	
Ažman Slavko — Železarna Jesenice NIKLJEVA KONSTRUKCIJA JEKLA ZA NIZKE TEMPE- RATURE	105
Legat Franc — Veriga Lesce VPLIV STOPNJE PREOBLIKOVANJA NA LASTNOSTI VERIG	113
POVZETKI XL. POSVETA O METALURGIJI IN KOVIN- SKIH GRADIVIH, PORTOROŽ, 5. IN 6. OKTOBER, 1989	119

LETO 24 ŠT. 2 — 1990

ŽEZB BQ 24 (2) 81—128 (1990)

ŽELEZARSKI ZBORNIK

Izdajajo skupno Železarne 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. Koroušič, 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. Koroušič, 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. Pelhán, 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

JUNIJ 1990

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
Stran	Seite	Page	Страница
<p>J. Bratina Obratovalni elektroenergetski model obločne peči (grafični prikaz) 81 UDK: 669.187.25:621.365.2.001.5:-620.9 ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k</p>	<p>J. Bratina Elektroenergetisches Betriebsmodell des Lichtbogenofens (graphische Darstellung) 81 UDK: 669.187.25:621.365.2.001.5:-620.9 ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k</p>	<p>J. Bratina Operational Electroenergetic Model of Arc Furnace (Graphic Presentation) 81 UDK: 669.187.25:621.365.2.001.5:-620.9 ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k</p>	<p>J. Bratina Рабочий электротергетический модель электродуговой печи (графический обзор) 81 UDK: 669.187.25:621.365.2.001.5:-620.9 ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k</p>
<p>F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co 91 UDK: 620.186:621.771.016.2:539.-52:669.15'25'26 ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3-70, SSb</p>	<p>F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar Mikrogefüge nach dem Warmwalzen und die Verformbarkeit der Eisenlegierung mit 29 % Cr und 11 % Co 91 UDK: 620.186:621.771.016.2:539.52:669.15'25'26 ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3-70, SSb</p>	<p>F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar Microstructure After Hot Rolling and Ductility of Iron Alloy with 29 % Cr and 11 % Co 91 UDK: 620.186:621.771.016.2:539.52:669.15.25.26 ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3-70, SSb</p>	<p>F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar Микроструктура после горячей прокатки и дуктильность железного сплава с 29 % Cr и 11 % Co 91 UDK: 620.186:621.771.016.2:539.-52:669.15'25'26 ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3-70, SSb</p>
<p>T. Večko, I. Kos Izločanje σ faze in njen vpliv na žilavost in trdoto nerjavnega avstenitno-ferritnega jekla tipa 29 Cr 9 Ni 99 UDK: 669.14.018.8:620.186.12:539.53/86 ASM/SLA: M26q, Q6, Q29n, 3-71, SSb</p>	<p>Večko, I. Kos Auscheidung der σ Phase und deren Einfluss auf die Zähigkeit und Härte eines austenitisch — ferritischen Stahles des Types 29 Cr 9 Ni 99 UDK: 669.14.018.8:620.186.12:539.53/86 ASM/SLA: M26q, Q6, Q29n, 3-71, SSb</p>	<p>T. Večko, I. Kos Precipitation of Sigma Phase and its influence on the Toughness and Hardness of Austenitic-ferritic 29 Cr 9 Ni Steel 99 UDK: 669.14.018.8:620.186.12:539.53/86 ASM/SLA: M26q, Q6, Q29n, 3-71, SSb</p>	<p>T. Večko, I. Kos Выделение σ фазы и ее влияние на тягучесть и твердость нержавеющей аустенитно-ферритной стали марки 29 Cr 9 Ni 99 UDK: 669.14.018.8:620.186.12:539.53/86 ASM/SLA: M26q, Q6, Q29n, 3-71, SSb</p>
<p>Tehnične novice</p> <p>S. Ažman Nikljeva konstrukcijska jekla za nizke temperature 105</p> <p>F. Legat Vpliv stopnje preoblikovanja na lastnosti verig 113</p>	<p>Technische Nachrichten</p> <p>S. Ažman Nickelkonstruktionsstähle für niedrige Temperaturen 105</p> <p>F. Legat Einfluss des Verformungsgrades auf die Ketteneigenschaften 113</p>	<p>Technical News</p> <p>S. Ažman Nickel Structural Steel for Low Temperatures 105</p> <p>F. Legat Influence of the Degree of Working on the Characteristics of Chains 113</p>	<p>Технические новости</p> <p>S. Ažman Никелевые конструкционные стали для низких температур 105</p> <p>F. Legat Влияние степени переформовки на свойства цепи 113</p>



82215



Obratovalni elektroenergetski model obločne peči (grafičen prikaz)

Bratina Janez¹

UDK: 669.187.25:621.365.2.001.5:620.9
ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k

V članku so z vrsto grafičnih slik prikazani funkcijski odnosi elektroenergetskih parametrov obločne peči, kot nastopajo pri modelu obločne peči, ki poleg kratkostičnih induktivnih in ohmskih upornosti upošteva še induktivno in ohmsko upornost električnega loka. Relativne vrednosti delovne moči na pečnem transformatorju, relativne vrednosti delovne moči na loku, relativne vrednosti napetosti loka, erozijski indeks, energijski in časovni izkoristek obločne peči so podani v odvisnosti od faznega faktorja $\cos\varphi$, ki je vodilna obratovalna veličina obločne peči, ter od razmerja induktivne in ohmske upornosti loka (δ), ki se podobno kot $\cos\varphi$ neposredno meri v času obratovanja. Splošno veljavne relativne elektroenergetske vrednosti obločne peči so za idealiziran primer obratovanja odvisne le od razmerja kratkostične induktivne in ohmske upornosti peči (γ), ki se glede na velikost in tip peči spreminja le v znanih mejah; prav tako je za posamezne tehnološke faze znano razmerje induktivne in nadomestne ohmske upornosti na loku peči (δ). Prikazane slike za realno nastopajoče vrednosti (γ) in (δ) ter $\cos\varphi$ omogočajo nazoren pregled stanj obločne peči, ki jih definira način vodenja peči ($\cos\varphi$, moč) in tehnološka faza obratovanja (δ). Poleg poglobljenega orisa elektroenergetskih in toplotnotehniških realnih stanj obločne peči omogoča tak prikaz medsebojno vrednotenje različnih tehnologij, kakor tudi optimiranje vodenja peči glede na energijski oziroma časovni izkoristek in glede na druge obratovalne omejitve.

Obratovalni elektroenergetski model obločne peči je postavljen na (navidezni) induktivni upornosti loka, ki daje skupno s kratkostično induktivno upornostjo peči (napajalne mreže, pečnega transformatorja, visokotokovnega sistema peči) takoimenovano obratovalno induktivno upornost obločne peči. Induktivna upornost loka je za posamezne tehnološke faze obratovanja peči v stalnem sorazmerju z nadomestno ohmsko upornostjo loka, ki nastopa kot ekvivalent delovne moči loka. Z razmerjem teh upornosti (δ) ter z znanim razmerjem kratkostične induktivne in ohmske upornosti (γ) so določljiva vsa obratovalna mesta obločne peči, izražena z relativnimi vrednostmi tokov, moči, napetosti oziroma z dejanskimi vrednostmi faznih faktorjev $\cos\varphi$ ter energijskih in časovnih izkoristkov obločne peči.

S pomočjo meritev toka in faznih jalovih moči je razmerje δ določljivo za vsako od treh faz trifazne obločne peči in je poleg faznih moči loka tudi merilo za simetričnost obremenitev peči kot porabnika električne energije. Običajno merimo jalovo moč posredno preko meritev navidezne in delovne moči, od merilnega sistema je odvisno, ali zajemamo z meritvijo vse, pri obratovanju peči nastopajoče dejavnike, ki določajo velikost jalove moči obločne peči. Ločimo namreč tri momente, ki vplivajo na končno višino ekvivalentne jalove moči obločne peči:

- jalova moč, ki nastaja zaradi časovnega zamika toka loka proti njegovi trenutni vrednosti napetosti zaradi zakasnelega vžiga loka oziroma potrebne vžigne napetosti loka;

- jalova moč, ki nastane zaradi višjih harmonskih komponent toka loka zaradi njegove značilne pravokotne napetostne karakteristike;

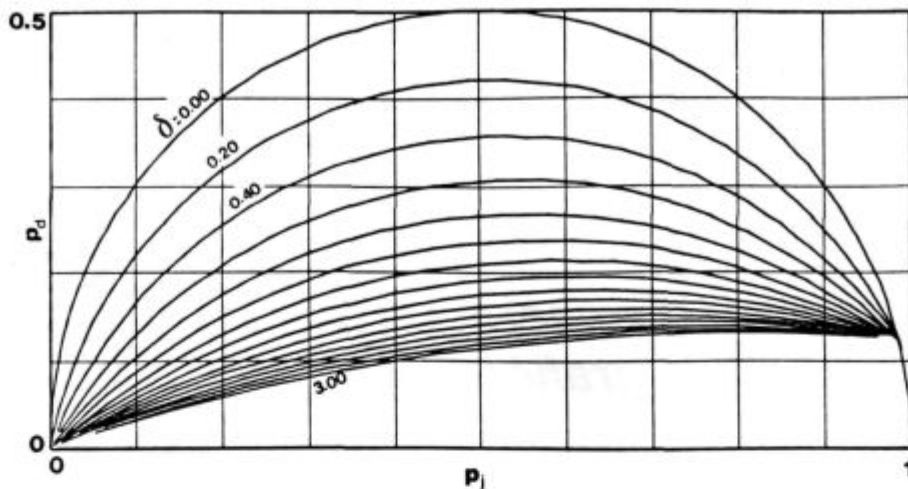
- jalova moč, ki nastane zaradi dodatnih sprememb toka oziroma napetosti kot posledica utripajočega oziroma nestabilnega gorenja električnega loka, katerega frekvenčni spekter utripanja leži izven osnovne frekvence napetosti in toka.

Poleg analognih merilnih pretvornikov, ki omogočajo zajemanje navedenih vrednosti in izračunavanje induktivne upornosti loka in razmerja δ , se vedno bolj uveljavljajo digitalni merilniki, ki s pomočjo posameznih vrednosti znotraj sinusne periode toka in napetosti vrednotijo njih efektivne vrednosti, s pomočjo katerih se nato izračunavajo delovna, navidezna in jalova moč. Računalniška merilna garnitura daje vse, za obratovanje obločne peči pomembne veličine: fazne toke, napetosti, fazne delovne, navidezne in jalove moči, fazni faktor $\cos\varphi$, razmerje δ , tokovno integracijo elektrodnih tokov, fazne energijske porabe itd., bodisi v trenutnih bodisi v povprečnih vrednostih.

Obratovalni diagrami imajo vedno prednost pred kompliciranimi analitskimi enačbami: preglednost jim daje prednost pred eksaktnostjo. Prav zaradi tega je podan ta dodatek enačbam iz Obratovalnega elektroenergetskega modela obločne peči (ŽZB 1989/2) kot grafični prikaz značilnih elektrotehniških in energijskih odnosov pri obratovanju elektroobločne peči, kot jih je mogoče dobiti s pomočjo izpeljanih analitičnih izrazov in računalniške grafike.

Slika 1 kaže splošno veljavni krožni diagram obločne peči, ki ga z nanovo vpeljanim razmerjem induktivne in ohmske upornosti loka (δ) dopolnjujejo sploščene krož-

¹ dr. Janez Bratina, dipl. ing. el. — Železarna Ravne
² Originalno objavljeno: ŽZB 24 (1990/2)
³ Rokopis prejet: jan. 1990

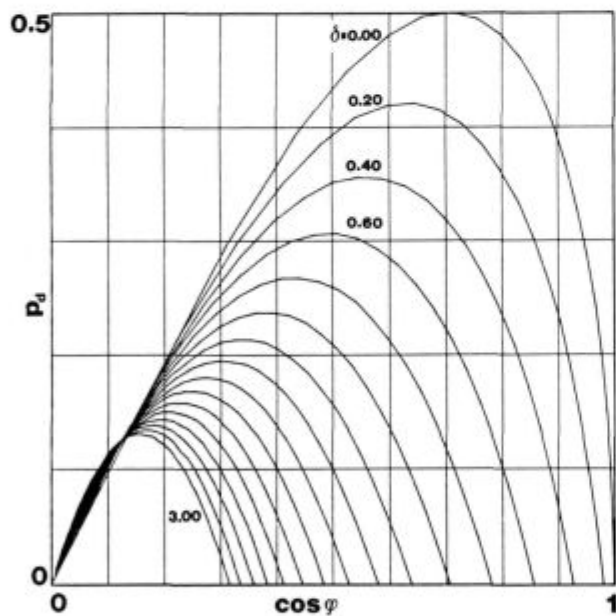


Slika 1

Krožni diagram elektroobločne peči, $\gamma=8$, $\delta=0.00-3.00$, $\Delta\delta=0.20$
 p_d — relativna delovna moč
 p_l — relativna jalova moč

Fig: 1

Circle diagram of electric arc furnace, $\gamma=8$, $\delta=0.00-3.00$, $\Delta\delta=0.20$
 p_d — relative active power
 p_l — relative reactive power



Slika 2

Obratovalni diagram elektroobločne peči, $\gamma=8$, $\delta=0.00-3.00$,
 $\Delta\delta=0.20$

p_d — relativna delovna moč
 $\cos\varphi$ — fazni faktor

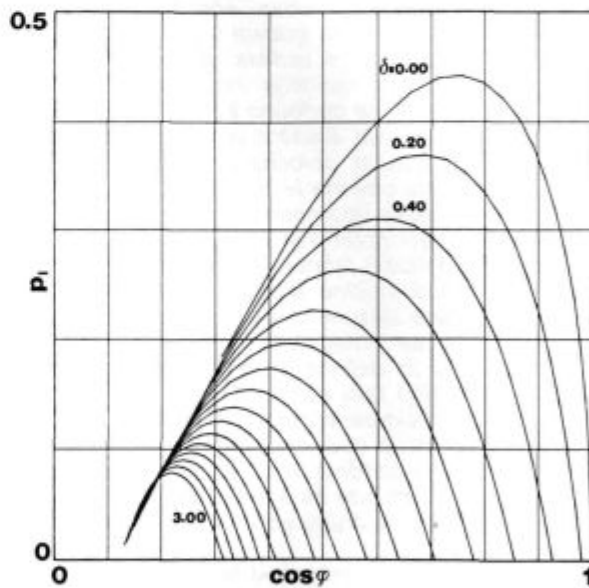
Fig: 2

Operational diagram of electric arc furnace, $\gamma=8$,
 $\delta=0.00-3.00$, $\Delta\delta=0.20$

p_d — relative active power
 $\cos\varphi$ — phase factor

nice, ki določajo relativne vrednosti delovne in jalove moči, toka in pripadajočega faznega faktorja $\cos\varphi$ od idealne polkrožnice pri $\delta=0.00$ do mejne krivulje maksimalnega možnega razmerja δ . Vse krivulje so podane za razmerje kratkostičnih vrednosti $\gamma=8$, zato veljajo:

— kratkostični fazni faktor: $\cos\delta_k=0.124$



Slika 3

Obratovalni diagram elektroobločne peči, $\gamma=8$, $\delta=0.00-3.00$,
 $\Delta\delta=0.20$

p_l — relativna delovna moč na loku
 $\cos\varphi$ — fazni faktor

Fig: 3

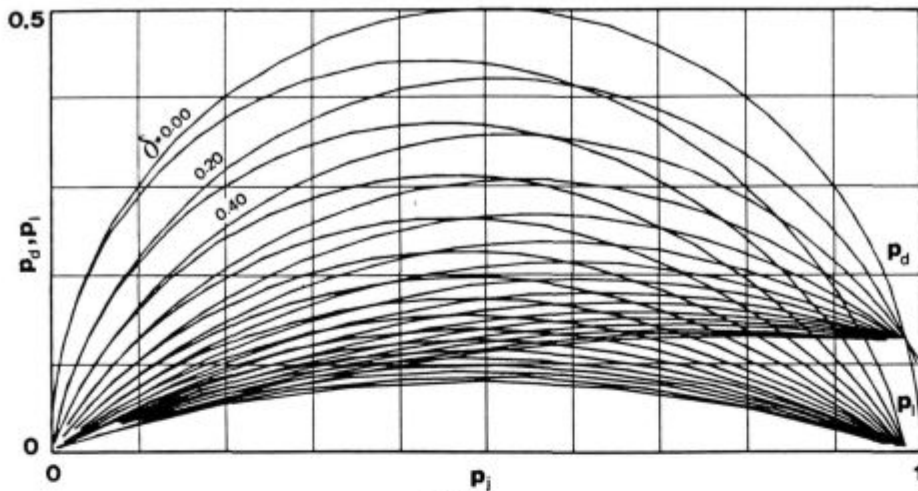
Operational diagram of electric arc furnace, $\gamma=8$,
 $\delta=0.00-3.00$, $\Delta\delta=0.20$

p_l — relative active power in arc
 $\cos\varphi$ — phase factor

— začetni (največji možni) fazni faktor ob $\delta=3.938$:
 $\cos\varphi_0=0.246$.

Slika 2 prikazuje obratovalni diagram obločne peči in kaže odvisnost delovne moči na transformatorju od faznega faktorja $\cos\varphi$ za različna razmerja δ pri $\gamma=8$.

Slika 3 kaže odvisnost delovne moči na loku od faznega faktorja $\cos\varphi$. Na obeh slikah se vidi, kako se obra-



Slika 4
Krožni diagram elektroobločne peči, $\gamma = 8$, $\delta = 0.00 - 3.00$, $\Delta\delta = 0.20$
 p_d — relativna delovna moč
 p_i — relativna delovna moč na loku
 p_i — relativna jalova moč

Fig: 4
Circle diagram of electric arc furnace, $\gamma = 8$, $\delta = 0.00 - 3.00$, $\Delta\delta = 0.20$
 p_d — relative active power
 p_i — relative active power in arc
 p_i — relative reactive power

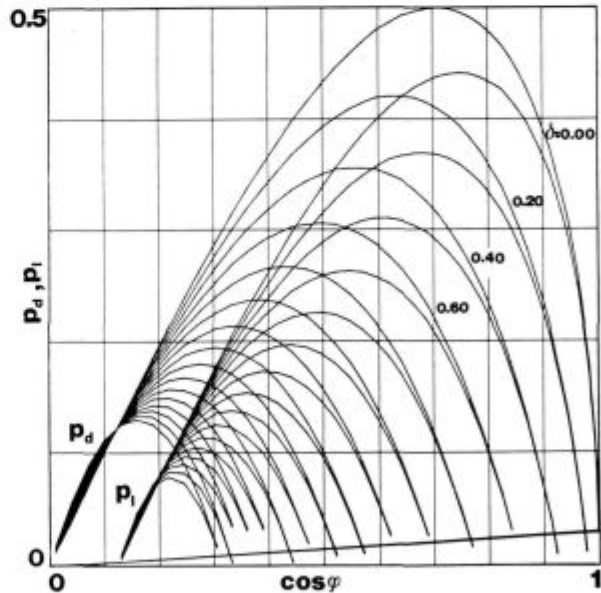
tovalna mesta maksimalnih moči na loku z padajočim razmerjem δ premikajo k večjim vrednostim $\cos\varphi$; začetek taljenja pomeni visoka razmerja $\delta = 0.30 - 0.50$ in torej obratovanje z nizkim $\cos\varphi = 0.68 - 0.62$; polno taljenje (na pr. na preostanek taline) pa mora ob nižjih $\delta = 0.05 - 0.15$ potekati pri ustrezno višjih $\cos\varphi = 0.80 - 0.82$, če želimo pri taljenju vložka doseгти obratovalna območja maksimalnih moči na loku.

Slika 4 je skupna slika delovne moči na transformatorju in delovne moči na loku v odvisnosti od jalove moči. Vidna sta izrazito različna maksimuma obeh moči, razviden je tudi pričakovani pojav, ki dokazuje, kako se delovna moč na transformatorju ob kratkem stiku zniža na svojo najmanjšo vrednost, t. j. na vrednost moči kratkostičnih izgub, ter kako pri tem delovna moč na loku pade na vrednost nič.

Slika 5 je skupna slika delovne moči na transformatorju in delovne moči na loku v odvisnosti od faznega faktorja $\cos\varphi$; pri vsakokratnem razmerju δ je obratovanje z maksimalno močjo loka vedno pri višjem $\cos\varphi$, kot pri obratovanju pri maksimalni moči na transformatorju. S slike se lepo razbere, kolikšno relativno moč izgubljam, če ne vodimo obratovanja peči ustrezno vsakokratnemu stanju v peči, t. j. v odvisnosti od izmerjene vrednosti δ . Absolutne vrednosti moči dobimo — skladno z definicijo — tako, da relativne vrednosti moči pomnožimo s pripadajočo močjo idealnega kratkega stika.

Slika 6 kaže relativno vrednost napetosti na loku v odvisnosti od $\cos\varphi$. Ker je dolžina loka neposredno sorazmerna z napetostjo na loku, lahko s pomočjo diagrama ugotovimo, kako vplivati na dolžino loka; tu je $\cos\varphi$ odlično merilo, ki pove, kako s spreminjanjem $\cos\varphi$ večamo ali skrajšujemo dolžino loka. Tudi tu velja, da dobimo dejansko napetost na loku, če njeno relativno vrednost pomnožimo z nazivno (fazno) vrednostjo napetosti. Približno dolžino električnega loka dobimo tako, da napetost električnega loka, dobljeno iz njegove relativne

vrednosti in fazne napetosti med elektrodo in kopaljo (vložkom), izraženo v V izrazimo, enostavno v dolžini (v mm), ker velja v širokem razponu elektrodnih tokov od

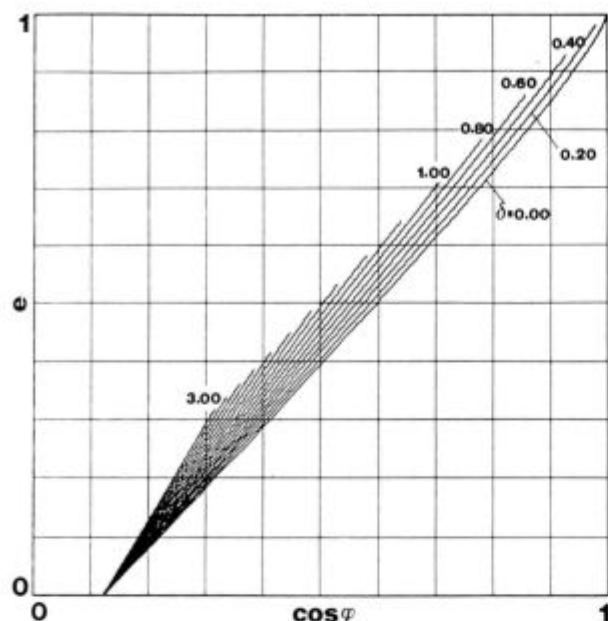


Slika 5
Obratovalni diagram elektroobločne peči, $\gamma = 8$, $\delta = 0.00 - 3.00$, $\Delta\delta = 0.20$

p_d — relativna delovna moč
 p_i — relativna delovna moč na loku
 $\cos\varphi$ — fazni faktor

Fig: 5
Operational diagram of electric arc furnace, $\gamma = 8$, $\varphi = 0.00 - 3.00$, $\Delta\delta = 0.20$

p_d — relative active power
 p_i — relative active power in arc
 $\cos\varphi$ — phase factor



Slika 6

Napetost na loku elektroobločne peči, $\gamma = 8$, $\delta = 0.00 - 3.00$, $\Delta\delta = 0.20$

e — relativna napetost na loku
 $\cos\varphi$ — fazni faktor

Fig. 6

Voltage on arc of electric arc furnace, $\gamma = 8$, $\delta = 0.00 - 3.00$, $\Delta\delta = 0.20$

e — relative voltage on arc
 $\cos\varphi$ — phase factor

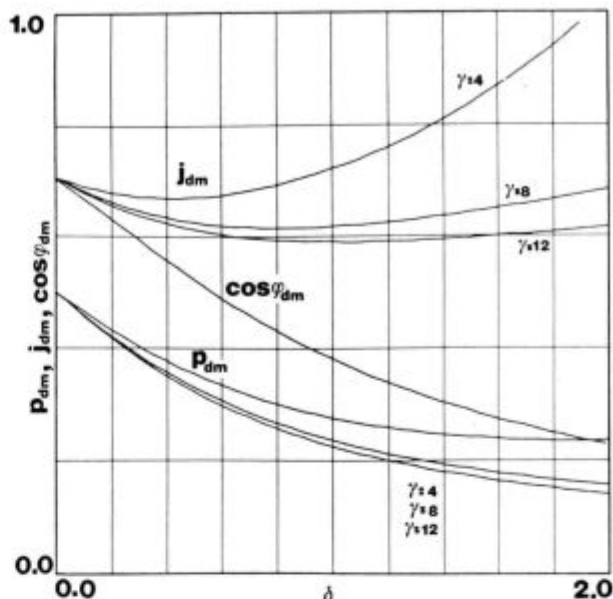
1 kA do 100 kA električna poljska jakost loka približno 1 V/mm. Ustrezno konstantnemu padcu napetosti na loku (ca. 30 V) je treba tako dobljeno vrednost zmanjšati še za 30 mm.

Slika 7 kaže potek vrednosti maksimalne delovne moči na transformatorju, pripadajočega toka in $\cos\varphi$ v odvisnosti od velikosti razmerja γ in δ . Vidimo, da nam ob normalnem razmerju kratkostičnih upornosti (γ ca. 10) obratovanje s skoraj konstantnim tokom v celotnem razponu od $\delta = 0.00$ do $\delta = 2.00$ omogoča doseganje vsakokratne maksimalne delovne moči na transformatorju. Pri visokem razmerju δ je maksimalna delovna moč nizka in nastopa neodvisno od vrednosti γ vedno pri nizkih vrednostih $\cos\varphi$; z zmanjševanjem vrednosti razmerja δ maksimalne relativne vrednosti delovne moči na transformatorju hitro naraščajo.

Slika 8 kaže potek vrednosti maksimalne delovne moči na loku, pripadajočega toka in $\cos\varphi$ v odvisnosti od razmerij γ in δ . Podobno zgornji sliki tudi tu vse vrednosti z naraščanjem δ značilno padajo in so slabo odvisne od velikosti razmerja γ . Obratovanje s konstantnim relativnim tokom zagotavlja v dobrem približku za celotno območje realno nastopajočih vrednosti δ doseganje maksimalne delovne moči na loku.

Slika 9 navaja pogoje za energijsko optimalno obratovanje v odvisnosti od razmerja δ in od relativnih toplotnih izgub za razmerja kratkostičnih upornosti $\gamma = 4$ in 12; nizke toplotne izgube obločne peči zahtevajo obratovanje z visokimi $\cos\varphi$ in obratno; pri tem velja, da naraščajoče razmerje δ zahteva v vsakem primeru slabši $\cos\varphi$.

Slika 10 prikazuje potek relativnega erozijskega indeksa, ki nastopa kot merilo za toplotno obremenjenost obzidave obločne peči zaradi sevanja električnega loka nanjo. Vidimo, da maksimalne vrednosti erozijskega



Slika 7

Razmere pri maksimalni delovni moči na transformatorju, $\gamma = 4, 8, 12$

P_{dm} — relativna maksimalna delovna moč na transformatorju

j_{dm} — relativni tok pri maksimalni delovni moči na transformatorju

$\cos\varphi_{dm}$ — fazni faktor pri maksimalni delovni moči na transformatorju

γ — razmerje kratkostična induktivna upornost peči/kratkostična ohmska upornost peči

δ — razmerje induktivna upornost loka/kratkostična upornost peči

Fig. 7

Conditions at the maximum active power on transformer, $\gamma = 4, 8, 12$

P_{dm} — relative maximum reactive power on transformer

j_{dm} — relative current at maximum reactive power on transformer

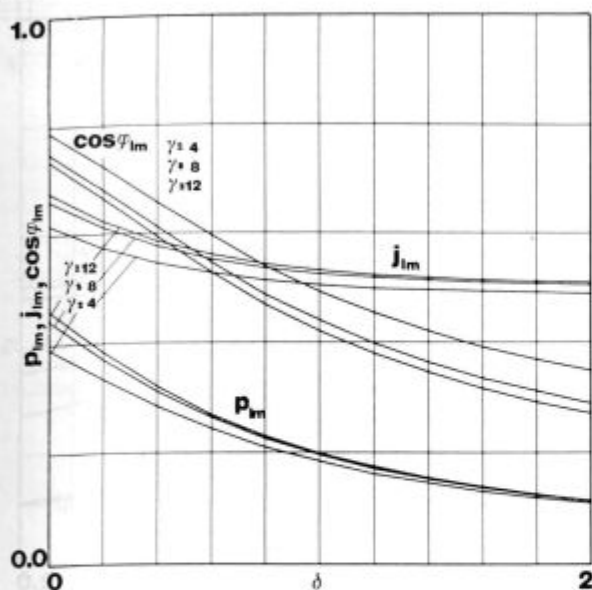
$\cos\varphi_{dm}$ — phase factor at maximum reactive power on transformer

γ — short-circuit inductive reactance/short-circuit ohmic resistance of furnace ratio

δ — inductive reactance of arc/short-circuit furnace resistance ratio

indeksa nastopajo vedno ob določenem $\cos\varphi$ in da se z naraščanjem razmerja δ višina njegovih maksimumov znižuje in istočasno premika k nižjim $\cos\varphi$. Pri raztaljenem vložku, ko je obzidava peči najbolj izpostavljena toplotnim obremenitvam električnega loka, leži $\delta = 0.00 - 0.10$, zato je pri tem najbolj kritično obratovalno območje, t.j. območje maksimalnih erozijskih indeksov za realno nastopajoče vrednosti razmerja $\gamma = 4$ do 12 med $\cos\varphi = 0.82$ in $\cos\varphi = 0.86$.

Na sliki 11 so navedeni energijski izkoristki elektroobločne peči za različne toplotne izgube ψ in (zaradi preglednosti) za štiri značilna razmerja δ (začetek taljenja $\delta = 0.45 - 0.30$, polno taljenje $\delta = 0.15$ ter raztaljeno stanje $\delta = 0.00$) v odvisnosti od obratovalnega faznega faktorja $\cos\varphi$. Potek energijskih izkoristkov dokazuje, da se z večanjem razmerja δ energijski optimum premika k obratovanju z nižjimi $\cos\varphi$; prav tako tendenco povzročajo višje toplotne izgube peči ψ . Toplotno ravnotežje elektroobločne peči dajejo obratovalna stanja z energijskim izkoristkom nič. Na slikah je viden značilen široko sploščen potek energijskih izkoristkov ob nizkih toplotnih izgubah peči, medtem ko velike toplotne izgube



Slika 8

Razmere pri maksimalni delovni moči na loku, $\gamma = 4, 8, 12$

- P_m — relativna maksimalna delovna moč na loku
- j_{lm} — relativen tok pri maksimalni delovni moči na loku
- $\cos\varphi_{lm}$ — fazni faktor pri maksimalni delovni moči na loku
- γ — razmerje kratkostična induktivna upornost/kratkostična ohmska upornost peči
- δ — razmerje induktivna upornost loka/kratkostična upornost peči

Fig: 8

Conditions at the maximum active power in arc, $\gamma = 4, 8, 12$

- P_m — relative maximum active power in arc
- j_{lm} — relative current at maximum active power in arc
- $\cos\varphi_{lm}$ — phase factor at maximum active power in arc
- γ — short-circuit inductive reactance/short-circuit ohmic resistance ratio for furnace
- δ — inductive reactance of arc/short-circuit resistance of furnace ratio

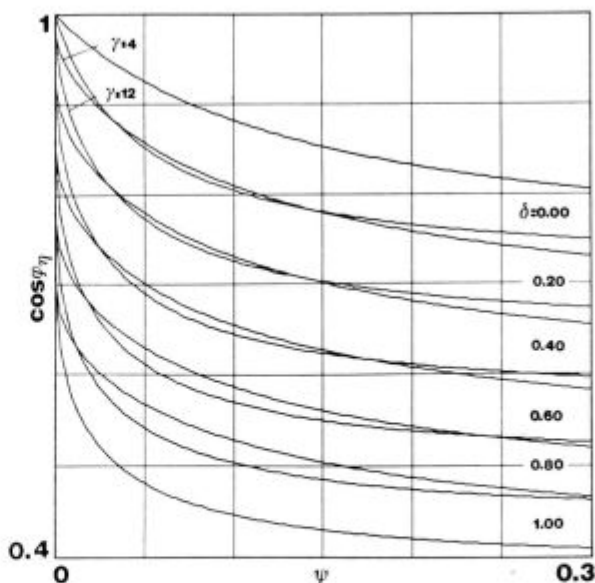
peči, na pr. ob raztaljenem vložku, zahtevajo ozko energijsko optimalno obratovalno območje.

Slika 12 govori o tem, kako na obratovanje z maksimalnim energijskim izkoristkom vplivata sprememba razmer v peči, ki jih določajo pogoji gorenja električnega loka v peči (δ) in velikost toplotnih izgub v peči (ψ).

Slika 13 kaže, kakšne največje toplotne izgube obločne peči (ψ_0) je možno ob določenih razmerah v peči (δ) pokriti in kakšni so obratovalni pogoji ($j_0, \cos\varphi$), v katerih je to možno dosežati. Vidimo, da so vrednosti odvisne predvsem od razmer v peči, t. j. od razmerja δ , in le delno od karakteristične vrednosti razmerja γ .

Slika 14 kaže časovni izkoristek obratovanja obločne peči kot merila za izkoriščenost maksimalne močne na loku glede na razmerje δ v primeru konstantnih izgub $\psi = 0.05$ pri $\gamma = 4$ in $\gamma = 12$; z naraščajočimi vrednostmi δ se maksimalni izkoristki časa karakteristično zmanjšujejo in selijo k nižjim $\cos\varphi$. Obratovanje v stanju peči, ki daje visoke vrednosti za δ , kar je značilno predvsem za začetek taljenja, daje vedno slab časovni izkoristek razpoložljive moči in nizek $\cos\varphi$. Razvidno je tudi, kako je za točno vodenje obločne peči po maksimalnih vrednostih časovnega izkoristka važno poznavanje razmerja γ .

Slika 15 daje vrednosti časovnega izkoristka za različne toplotne izgube peči; večanje teh izgub znižuje časovni izkoristek glede na maksimalnega, ki nastopa pri $\delta = 0.00$, ter oži možni obratovalni razpon, večanje vrednosti δ pa premika maksimume vzdolž abscise k slabšim



Slika 9

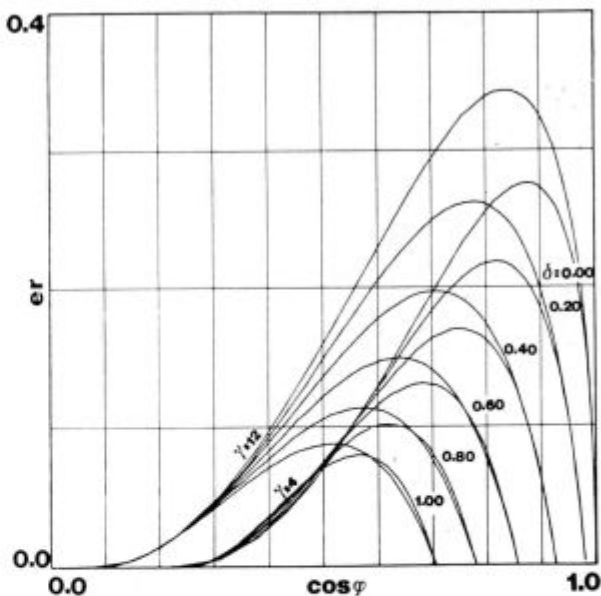
Razmere pri maksimalnem energijskem izkoristku, $\gamma = 4, 12$, $\delta = 0.00 - 1.00$, $\Delta\delta = 0.20$

- $\cos\varphi_{\eta m}$ — fazni faktor pri maksimalnem energijskem izkoristku
- ψ — relativne toplotne izgube obločne peči

Fig: 9

Conditions at the maximum energy yield, $\gamma = 4, 12$, $\delta = 0.00 - 1.00$, $\Delta\delta = 0.20$

- $\cos\varphi_{\eta m}$ — phase factor at the maximum energy yield
- ψ — relative heat losses of the arc furnace



Slika 10

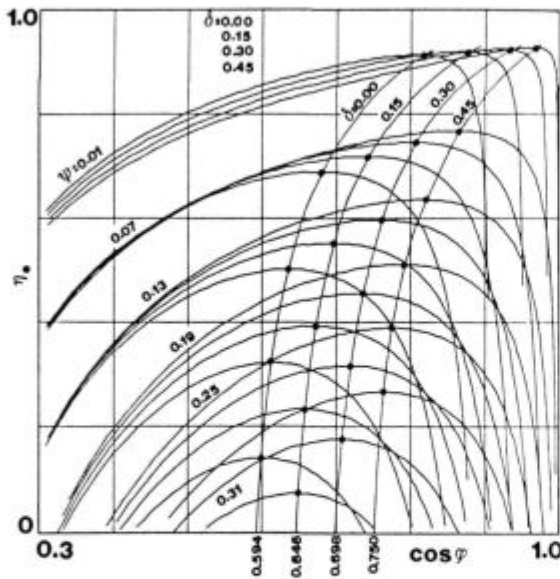
Erozijski indeks elektroobločne peči, $\gamma = 4, 12$, $\delta = 0.00 - 3.00$, $\Delta\delta = 0.20$

- E_r — relativen erozijski indeks
- $\cos\varphi$ — fazni faktor

Fig: 10

Erosion index of electric arc furnace, $\gamma = 4, 12$, $\delta = 0.00 - 3.00$, $\Delta\delta = 0.20$

- E_r — relative erosion index
- $\cos\varphi$ — phase factor

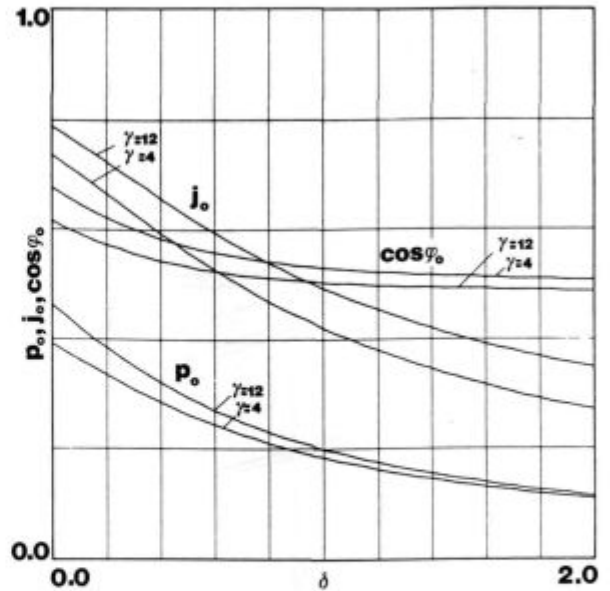


Slika 11

Energijski izkoristek elektroobločne peči, $\gamma=8$, $\delta=0.00, 0.15, 0.30, 0.45$, $\psi=0.01-0.31$, $\Delta\psi=0.06$
 η_e — energijski izkoristek obločne peči
 $\cos\varphi$ — fazni faktor

Fig: 11

Energy yield of the electric arc furnace, $\gamma=8$, $\delta=0.00, 0.15, 0.30, 0.45$, $\psi=0.01-0.31$, $\Delta\psi=0.06$
 η_e — energy yield of arc furnace
 $\cos\varphi$ — phase factor

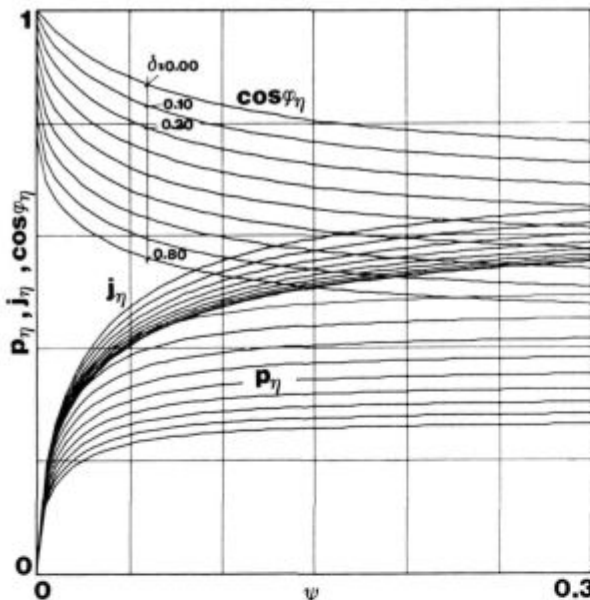


Slika 13

Maksimalne toplotne izgube peči, $\gamma=4, 12$, $\delta=0.00-2.00$,
 p_o — maksimalna moč toplotnih izgub
 j_o — tok za porivanje maksimalnih toplotnih izgub
 $\cos\varphi_o$ — fazni faktor pri pokrivanju maksimalnih toplotnih izgub

Fig: 13

Maximum heat losses of the furnace, $\gamma=4, 12$, $\delta=0.00-2.00$,
 p_o — maximum power of heat losses
 j_o — current for covering maximum heat losses
 $\cos\varphi_o$ — phase factor for covering maximum heat losses

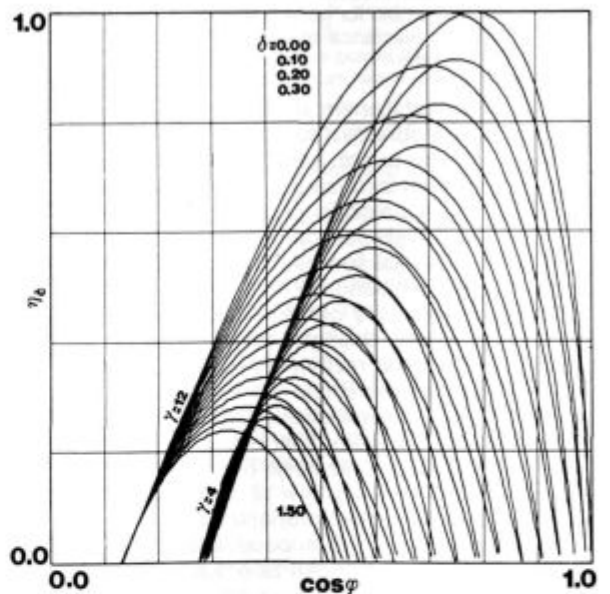


Slika 12

Maksimalen energijski izkoristek elektroobločne peči, $\gamma=8$,
 $\psi=0.00-0.30$, $\delta=0.00-0.80$, $\Delta\delta=0.10$
 $p_{\eta m}$ — relativna delovna moč na transformatorju pri maksimalnem energijskem izkoristku
 $j_{\eta m}$ — relativen tok pri maksimalnem energijskem izkoristku
 $\cos\varphi_{\eta m}$ — fazni faktor pri maksimalnem energijskem izkoristku

Fig: 12

Maximum energy yield of electric arc furnace, $\gamma=8$,
 $\psi=0.00-0.30$, $\delta=0.00-0.80$, $\Delta\delta=0.10$
 $p_{\eta m}$ — relative active power on transformer at the maximum energy yield
 $j_{\eta m}$ — relative current at the maximum energy yield
 $\cos\varphi_{\eta m}$ — phase factor at the maximum energy yield

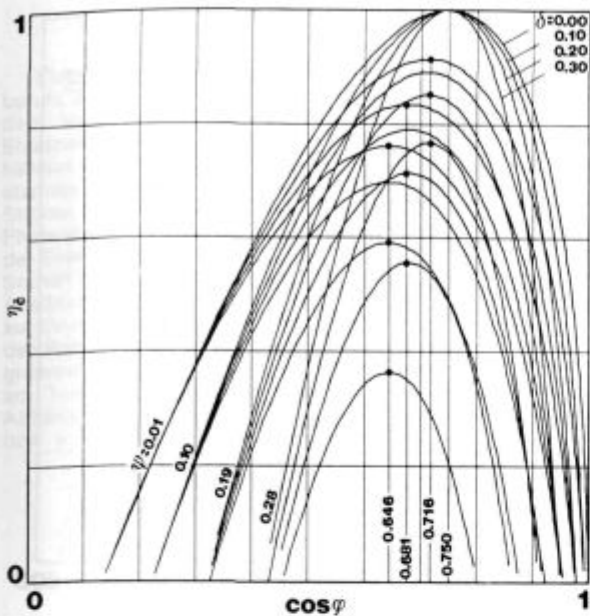


Slika 14

Časovni izkoristek elektroobločne peči, $\gamma=4, 12$, $\psi=0.05$,
 $\delta=0.001-1.50$, $\Delta\delta=0.05$
 η_t — časovni izkoristek elektroobločne peči
 $\cos\varphi$ — fazni faktor

Fig: 14

Time yield of electric arc furnace, $\gamma=4, 12$, $\psi=0.05$,
 $\delta=0.001-1.50$, $\Delta\delta=0.05$
 η_t — time yield of arc furnace
 $\cos\varphi$ — phase factor

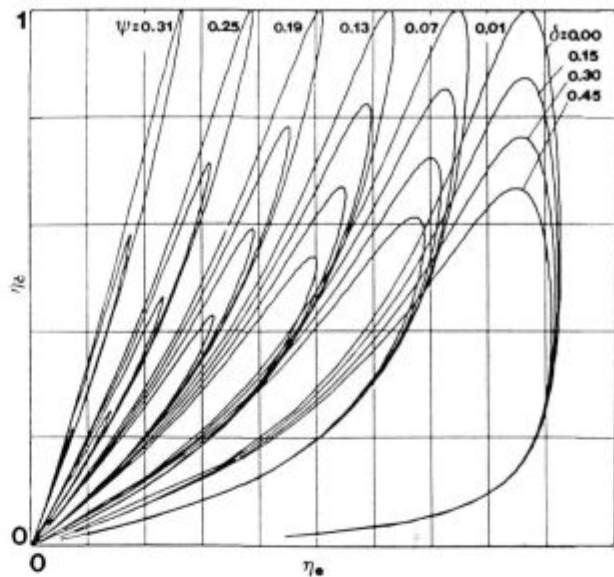


Slika 15

Časovni izkoristek elektroobločne peči, $\gamma = 8$, $\psi = 0.01 - 0.28$, $\Delta\psi = 0.09$, $\delta = 0.00 - 0.30$, $\Delta\delta = 0.10$
 η_t — časovni izkoristek
 $\cos \varphi$ — fazni faktor

Fig: 15

Time yield of electric arc furnace, $\gamma = 8$, $\psi = 0.01 - 0.28$, $\Delta\psi = 0.09$, $\delta = 0.00 - 0.30$, $\Delta\delta = 0.10$
 η_t — time yield
 $\cos \varphi$ — phase factor

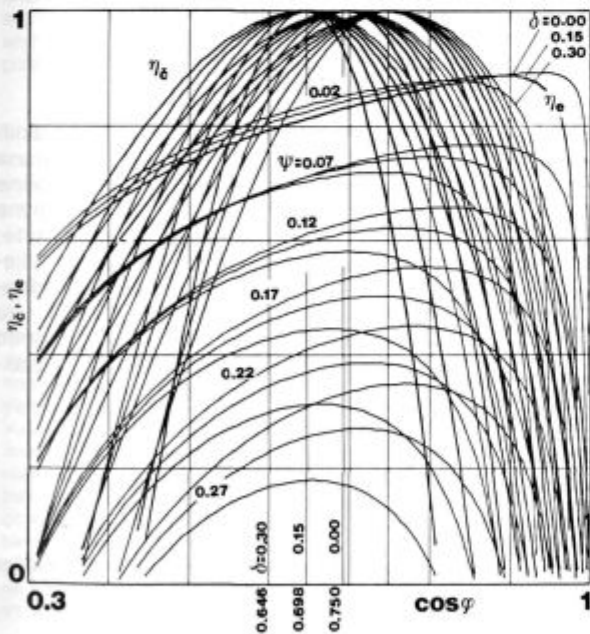


Slika 17

Časovni in energijski izkoristek obločne peči, $\gamma = 8$, $\psi = 0.01 - 0.31$, $\Delta\psi = 0.06$, $\delta = 0.00, 0.15, 0.30, 0.45$
 η_t — časovni izkoristek
 η_e — energijski izkoristek
 $\cos \varphi$ — fazni faktor

Fig: 17

Time and energy yield of arc furnace, $\gamma = 8$, $\psi = 0.01 - 0.31$, $\Delta\psi = 0.06$, $\delta = 0.00, 0.15, 0.30, 0.45$
 η_t — time yield
 η_e — energy yield
 $\cos \varphi$ — phase factor



Slika 16

Časovni in energijski izkoristek elektroobločne peči, $\gamma = 8$, $\psi = 0.02 - 0.27$, $\Delta\psi = 0.05$, $\delta = 0.00, 0.15, 0.30$
 η_t — časovni izkoristek
 η_e — energijski izkoristek
 $\cos \varphi$ — fazni faktor

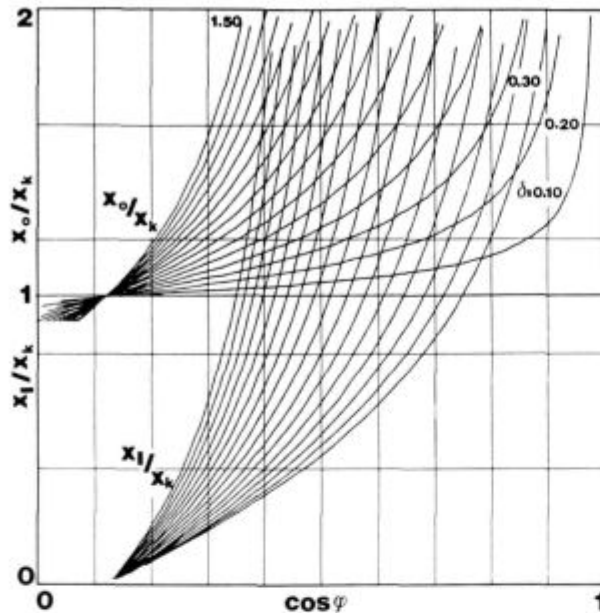
Fig: 16

Time and energy yield of electric arc furnace, $\gamma = 8$, $\psi = 0.02 - 0.27$, $\Delta\psi = 0.05$, $\delta = 0.00, 0.15, 0.30$
 η_t — time yield
 η_e — energy yield
 $\cos \varphi$ — phase factor

$\cos \varphi$. Skladno s prikazanim modelom nastopajo maksimalni časovnih izkoristkov pri $\cos \varphi$, ki so, ne glede na toplotne izgube, odvisni samo od δ .

Na sliki 16 so podani časovni in energijski izkoristki za začetek taljenja ($\delta = 0.30$), pa tudi za konec taljenja ($\delta = 0.00$) za različne toplotne izgube; obratovalna maksimuma obeh izkoristkov sta pri nizkih toplotnih izgubah peči, t. j. na začetku taljenja zelo oddaljena drug od drugega; vsakokratni maksimalni časovni izkoristki so podani z velikostjo 100 %, ne glede na to, pri katerem δ nastopajo. Vztrajanje pri obratovanju z maksimalnim časovnim izkoristkom zaradi položnega poteka energijskega izkoristka tega le malo poslabšuje. Ker se z naraščajočimi toplotnimi izgubami peči energijski optimum seli vedno bliže k časovnemu optimumu, se s tem modelom potrjuje običajna obratovalna praksa elektrojeklarjev, ki pričenjajo taljenje z nekaj slabšim $\cos \varphi = 0.68$, t. j. pri nekaj slabšem časovnem izkoristku $\eta_t = 0.74$ ($\delta = 0.20$), in končajo taljenje še vedno pri maksimalnem časovnem izkoristku z običajnim $\cos \varphi = 0.75$ ($\delta = 0.00$). Omejitve obratovanja obločne peči v času taljenja so v začetni fazi v stabilnosti gorenja električnega loka, v končni raztaljeni fazi pa v nevarnostih obratovalnih stanj z visokimi erozijskimi indeksi. Podrobna obratovalna navodila za vodenje obločne peči pa so še odvisna od uporabljenih tehnoloških postopkov izdelave jekla.

Na Sliki 17 imamo prikazano medsebojno odvisnost obeh izkoristkov, iz katere sta razvidni maksimalni vrednosti energijskega in časovnega izkoristka; pri nizkih toplotnih izgubah obločne peči sta maksimalni vrednosti dokaj oddaljeni druga od druge, medtem ko velike toplotne izgube obločne peči (napr. ob koncu šarže) približujeta ekstrema vedno bolj istemu obratovalnemu mestu. Prikazano je tudi vplivno delovanje razmerja δ in



Slika 18

Razmerje obratovalna induktivna upornost /kratkostična induktivna upornost peči ter razmerje induktivna upornost loka/kratkostična induktivna upornost peči v odvisnosti od $\cos\varphi$, $\gamma=8$, $\delta=0-1.5$, $\Delta\delta=0.10$

X_o/X_k — obratovalna induktivna upornost /kratkostična induktivna upornost peči

X_l/X_k — induktivna upornost loka/kratkostična induktivna upornost peči

$\cos\varphi$ — fazni faktor

Fig: 18

Operational inductive reactance/short-circuit inductive reactance of furnace ratio, and inductive reactance of arc/short-circuit inductive reactance of furnace ratio as functions of $\cos\varphi$, $\gamma=8$, $\delta=0-1.5$, $\Delta\delta=0.10$

X_o/X_k — operational inductive reactance/short-circuit inductive reactance of furnace

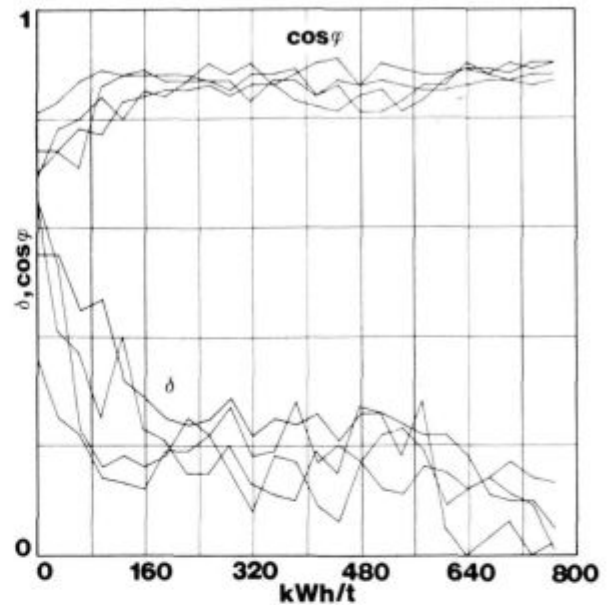
X_l/X_k — inductive reactance of arc/short-circuit inductive reactance of furnace

$\cos\varphi$ — phase factor

toplotnih izgub ψ na obe vrednosti; večanje faktorja δ bistveno znižuje časovni izkoristek in le v manjši meri tudi energijskega; večje toplotne izgube pa spreminjajo značilni potek izkoristkov tako, da le-ta ob največjih možnih izgubah sovpadeta v eni obratovalni točki.

Na Sliki 18 je podano, kako vplivajo različne vrednosti δ na odnos med obratovalnim faznim faktorjem $\cos\varphi$ in razmerjem med obratovalno induktivno upornostjo in njeno kratkostično vrednostjo; prikazan je tudi potek induktivnih vrednosti loka v razmerju do kratkostične induktivne upornosti.

Slika 19 prikazuje potek razmerja δ in faznega faktorja $\cos\varphi$, dobljenega s pomočjo on-line računalniško



Slika 19

Razmerje δ v odvisnosti od porabljene specifične energije v elektroobločni peči

δ — razmerje induktivne upornosti loka nasproti njeni nadomestni ohmski upornosti

(kWh/t) — porabljena električna energija na tono vložka

$\cos\varphi$ — fazni faktor

Fig: 19

δ ratio as a function of consumed specific energy in electric arc furnace

δ — inductive reactance of arc/substituting ohmic resistance ratio

(kWh/t) — consumed electric energy per ton feed

$\cos\varphi$ — phase factor

vođenega digitalnega merilnika elektriških obratovalnih parametrov obločne peči v odvisnosti od absorbirane električne energije v peči za primer 10-tonske obločne peči; s stopnjo raztaljenosti vložka razmerje induktivne in ohmske upornosti δ pada, fazni faktor $\cos\varphi$ pa raste; največje vrednosti razmerja δ nastopajo v začetku taljenja ($\delta=0.70-0.30$), na koncu taljenja pa težijo k vrednosti nič; začetne vrednosti faznega faktorja so $\cos\varphi=0.65-0.75$, končne pa se gibljejo med $\cos\varphi=0.85-0.90$. Na sl. 19 je tudi razvidno, kako naknadno došaržiranje poveča razmerje δ .

LITERATURA

J. Bratina: Obratovalni elektroenergetski model obločne peči za proizvodnjo jekla, Železarski zbornik, 23 (1989) 2

ZUSAMMENFASSUNG

Elektroenergetisches Betriebsmodell des Lichtbogenofens beruht auf dem induktiven Widerstand des Lichtbogens bzw. dem Verhältniss dieses Widerstandes zu dem ohmschen Ersatzwiderstand des Lichtbogens (δ). Mit dem bekannten Verhältniss des Kurzschluss, des induktiven und ohmschen Widerstandes des Lichtbogenofens (γ) sind alle relativen Werte der Ströme, der Spannung der Leistung bzw. des realen Wertes des Phasenfaktors $\cos\varphi$ und des Ausnutzungsgrades der Zeit und der Energie bestimmbar. Anstatt der umfangreichen mathematischen Gleichungen sind im Artikel die Funktionskurven dieser Ausdrücke gegeben, erhalten mit der Hilfe der Rechnergraphik auf Grund des im realen Ofenbetrieb am häufigsten auftretenden Parameter. Charakteristisch sind die Kreis und Betriebsdiagramme des Lichtbogenofens mit dem Verlauf der Wirkleistung am Transformator und der Wirkleistung am Lichtbogen in Abhängigkeit von der Blindleistungskomponente der Leistung bzw. von dem Phasenfaktor $\cos\varphi$ und dem Verhältniss δ .

Gegeben ist der Verlauf der Ströme der Leistung, des $\cos\varphi$ für den Fall der grössten Wirkleistung am Transformator und der grössten Wirkleistung am Lichtbogen in Abhängigkeit von dem Verhältniss δ . Bedingungen für den Betrieb des Lichtbogenofens mit dem grössten Ausnutzungsgrad der Zeit und Energie und der Verlauf dieser Ausnutzungsgrade in Abhängigkeit von dem Verhältniss δ und der relativen Wärmeverluste des Ofens ψ sind gegeben. Die Abschlussbilder zeigen die Verbindung zwischen dem Verhältniss des induktiven Betriebswiderstandes des Ofens bzw. des induktiven Lichtbogenwiderstandes mit dem induktiven Kurzschlusswiderstand des Ofens und dem Phasenfaktor $\cos\varphi$ bei verschiedenen Verhältnissen δ . Gezeigt wird auch der Verlauf des Verhältnisses δ , gemessen „on line“ im Verlauf einer Schmelze im Lichtbogenofen mit einem rechnergesteuerten digitalen Sonderinstrument in Abhängigkeit von dem Verbrauch elektrischer Energie im Lichtbogenofen.

SUMMARY

Operational electroenergetic model of arc furnace is based on the inductive reactance of arc or on the ratio between this value and the substituting ohmic resistance of arc (δ). By knowing the ratio of short-circuit inductive reactance and ohmic resistance of arc furnace (γ) all the relative values of currents, voltages, powers or real values of $\cos\varphi$, time and energy yields can be determined. Instead of extensive mathematical equations the paper presents functional curves of these expressions obtained by computer graphics and based on parameters which most often appear in real operation of the furnace. Characteristic are the circle and the operational diagrams of electric arc furnace with the variation of active power on transformer and active power in arc depending on reactive component of power or on $\cos\varphi$, and on ratio δ . Variation of currents, of

power, $\cos\varphi$ is given for the cases of the highest active power on the transformer, and the highest active power in arc depending on δ ratio. Further, the conditions for arc furnace operation with the highest time and energy yields are presented together with the variation of these yields as a function of δ ratio and of relative heat losses of the furnace ψ . Final pictures show the connection between the ratio of operational inductive reactance of the furnace or inductive reactance of the arc and short-circuit inductive reactance of the furnace, and $\cos\varphi$ at various δ ratios. Also the variation of the δ ratio is presented being measured on line during making melt in the arc furnace with a special computer controlled digital measuring instrument, as a function of consumed electric energy in the furnace.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рабочий электроэнергетический модель электродуговой печи основывается на индуктивном сопротивлении дуги т.е. на отношении этого сопротивления против запасного омического сопротивления дуги (δ). С известным отношением короткозамыкательного индуктивного и омического сопротивления электродуговой печи (γ) можна определить все релятивные значения токов, напряженности, силы т.е. реальные значения фазового фактора $\cos\varphi$, а также временной и энергетической эффективностях. В статье вместо обширных математических уравнений даны кривые функций этих понятий, полученные с помощью вычислительной графики на основе наиболее частых параметров в реальной работе печи. Характеристичными являются круговые и рабочие диаграммы электродуговой печи с ходами рабочего усилия на трансформаторе и рабочего усилия на дуге в зависимости от холостого компонента усилия т.е. от фазового фактора

$\cos\varphi$ и отношения δ . Дан ход токов, усилия, $\cos\varphi$ в момент наибольших рабочего усилия на трансформаторе и рабочего усилия на дуге в зависимости от отношения δ . Даны условия работы электродуговой печи с наибольшими временной и энергетической эффективностями, а также ход этих эффективностях в зависимости от отношения δ и релятивных тепловых потерь ψ . Окончательные рисби показывают связанность между отношением рабочего индуктивного сопротивления печи т.е. индуктивного сопротивления дуги с короткозамыкательным индуктивным сопротивлением печи и фазовым фактором $\cos\varphi$ при различных отношениях δ .

Показан также ход отношения δ , измеренный „он лайн“ во время изготовления шихты в электродуговой печи с особым цифровым измерителем с компьютерным управлением в зависимости от расходуемой электроэнергии в печи.



**SLOVENSKE ŽELEZARNE
ŽELEZARNA RAVNE**

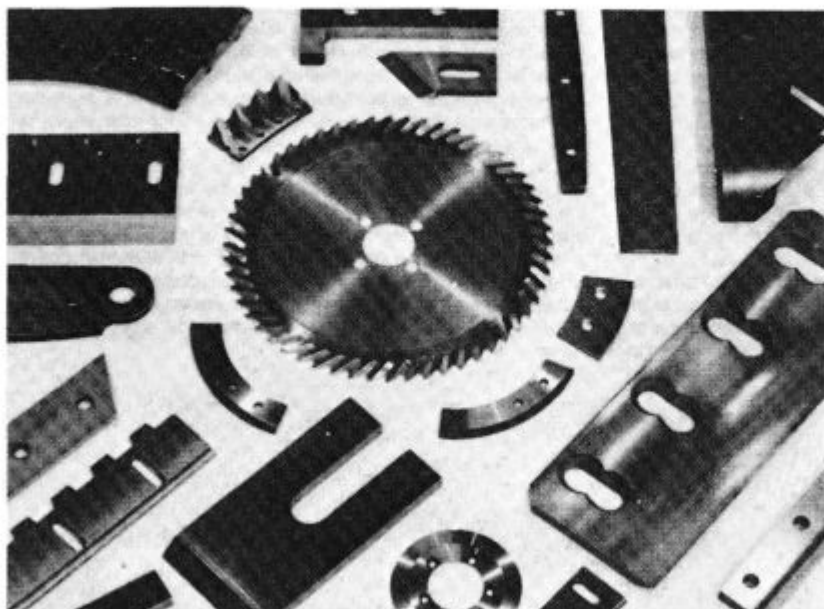
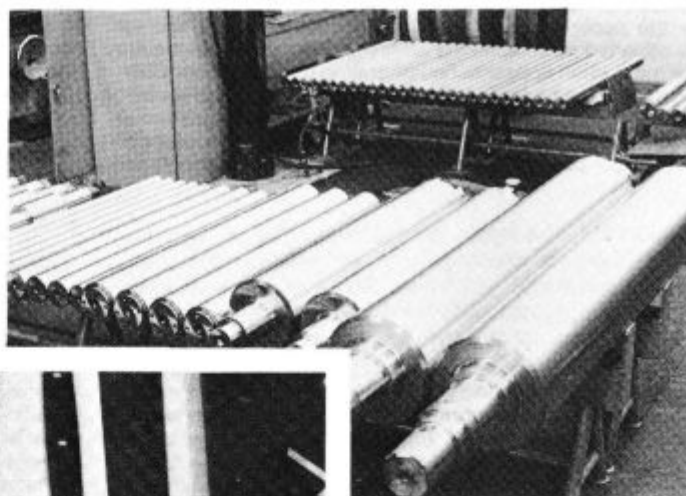
n. sol. o
RAVNE NA KOROŠKEM
SLOVENIA - YUGOSLAVIA

Železarna Ravne kot proizvajalec kvalitetnih in plemenitih jekel nenehno razvija in izpopolnjuje tehnološke postopke s ciljem povečevanja finalizacije, kvalitete, avtomatizacije in humanizacije dela. Izgradnjo novih tehnoloških naprav v jeklarni, kovačnici, termični obdelavi in širjenje proizvodnje finalnih izdelkov je spremljal intenziven tehnološki razvoj podprt z uvedbo procesnih računalnikov, numerično krmilnih enot ter avtomatizacije.



*Računalniško
vođenje
procesa*

*Jekleni
valji
za valjanje
kovin*



*Različna
industrijska
rezila iz
plemenitega
jekla*

Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co

F. Vodopivec^{*1}, D. Gnidovec^{*2}, M. Kmetič^{*2},
A. Rodič^{*2} in B. Breskvar^{*2}

UDK: 620.186:621.771.016.2:539.52:669.15'25'26
ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3-70, SSb

Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co.

Opredeljen je proces izločanja deformacijske utrditve pri vroči deformaciji zlitine z valjanjem. Utrditve se izloča s popravo, ki ji sledi poligonizacija in »in situ« rekristalizacija, če tega razvoja ne zaustavi interkristalna precipitacija karbidov. Zato je evolucija mikrostrukture odvisna od količine ogljika v trdni raztopini v α fazi med deformacijo. Duktilnost pri temperaturi ambienta dosežemo, če zadržimo nekaj prostih deformacijskih napak v kristalni mreži.

peratura žarjenja (5). Pri temperaturi okoli 1000° C mikrostruktura s slike 1 rekristalizira v poligonalna zrna (5) in zlitina postane nagnjena k deformaciji z dvojčanjem, zelo krhka in se ne da deformirati s hladnim vlečenjem. Primarni cilj tega dela je bil zato ugotoviti, ali je mogoče s kombinacijo vročega valjanja in ohlajanja ustvariti duktilno mikrostrukturo, ki bi zagotovila sprejemljive magnetne lastnosti in bi zato postalo nepotrebno visokotemperaturno žarjenje po valjanju. Drugi cilj je bil opredeliti mehanizem izločanja deformacijske energije iz materiala med procesom vročega valjanja.

2. EKSPERIMENTALNO DELO

Za raziskavo je bilo uporabljenih več zlitin železa s ca. 29 % Cr in 11 % Co. V zlitinah so ogljik, mangan in dušik neželjene nečistoče, nekateri sekundarni elementi pa namerno legirani. Vsebnost ogljika in mangana je pod nivojem, ki je v ref. 6 in 7 ocenjen kot škodljiv za magnetne lastnosti.

Vse zlitine smo vili v bloke s presekom 60 x 60 mm in prevajali v lamelo z debelino 16 mm. Iz nje smo narezali prizmatične in klinaste vzorce, ki smo jih nato v enem vtiku z deformacijo do ca. 80 % izvaljali pri temperaturah med 1250 in 1070° C. Pri valjanju v 7 vtikih je pri začetni temperaturi 1200° C končna temperatura dosegla ca. 920° C.

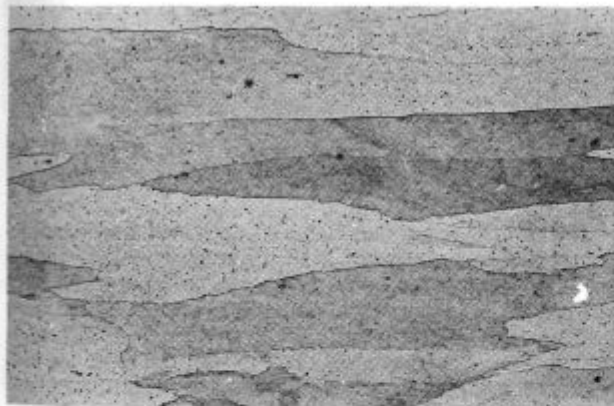
3. MEHANSKE LASTNOSTI PO VALJANJU

Na **sliki 2** je prikazana odvisnost med deformacijo v enem vtiku in mehanskimi lastnostmi za eno od zlitin. Podobne so bile lastnosti pri drugih zlitinah. Trdnost in meja plastičnosti sta po ohlaiditvi na zraku zelo podobni kot po gašenju v vodi, je pa zelo velika razlika v duktilno-

1. UVOD IN CILJ DELA

Zlitina železa s ca. 30 % Cr, 10,5 % Co in dodatkom elementov za stabilizacijo α faze se uporablja za permanentne magnete s srednjimi magnetnimi lastnostmi. S kombinacijo termične obdelave brez magnetnega polja in deformacije se dosega magnetna anizotropija (1, 2, 3, 4 in 5).

Po vročem valjanju s temperature 1200° C v več vtikih s parcialno deformacijo 20 do 25 % dobi tehnična zlitina mikrostrukturo iz podolgovatih zrn α faze (**slika 1**). Ta mikrostruktura ne zagotavlja dobrih magnetnih lastnosti, remanenca namreč kontinuirno raste, ko se dviga tem-

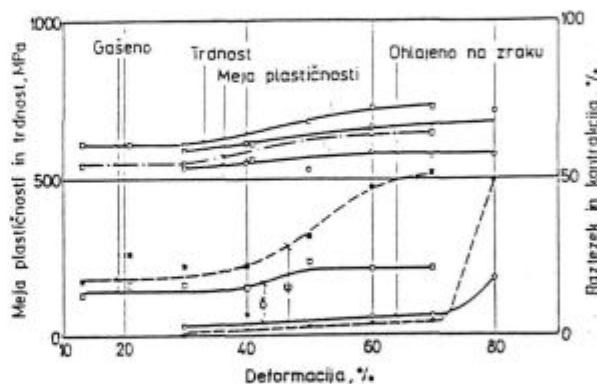


Slika 1

Pov. 50 x : Mikrostruktura zlitine z 29,1 % Cr, 10,9 % Co in 0,021 % C, ki je bila v 7 vtikih izvaljana na debelino 15 mm z začetno temperaturo 1200° C

Fig. 1:

Magn. 50 x : Microstructure of the alloy with 29,1 % Cr, 10,9 % Co and 0,021 % C which was in 7 passes rolled to 15 mm thickness at initial temperature 1200° C



Slika 2

Vpliv deformacije z valjanjem v enem prehodu na lastnosti zlitine s slike 1

Fig. 2:

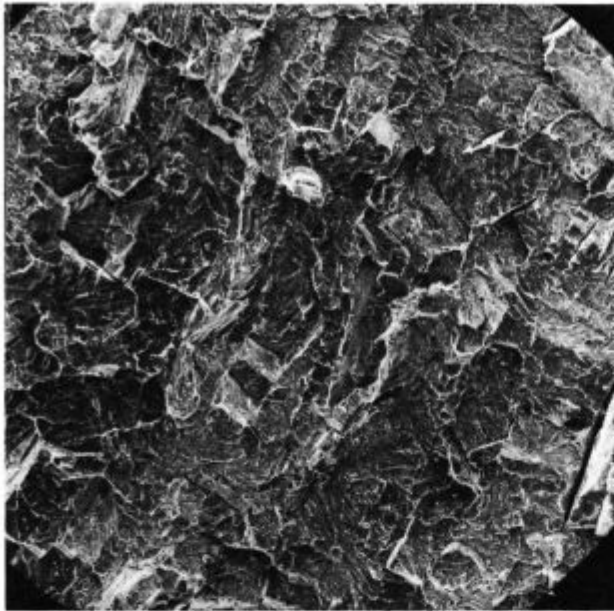
Influence of deformation of rolling in single pass on the properties of the alloy in Fig. 1

^{*1} dr. Franc Vodopivec, dipl. ing. met. — Metalurški inštitut Ljubljana

^{*2} Metalurški inštitut Ljubljana

^{*} Originalno objavljeno: ZEZB 24 (1990)2

^{**} Rokopis sprejet: januar 1990



Slika 3

Pov. 100 x : Prelom zlitine s slike 1 po valjanju z redukcijo 60 % v enem vtiku in ohladitvi na zraku

Fig. 3:

Magn. 100 x : Fracture of the alloy in Fig. 1 after rolling at reduction 60 % in single pass and cooling in air

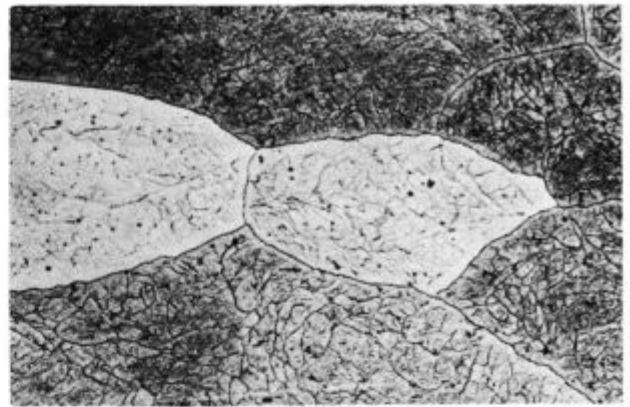
sti. Po gašenju sta kontrakcija in razteznost mnogo večja kot po ohladitvi na zraku. Gašena zlitina ima precejšnjo duktilnost že od najmanjše deformacije in nato postopoma raste, hitrejša je rast med deformacijo 40 in 60 %. Na zraku ohlajena zlitina je krhka do deformacije ca. 80 %, ko se izenači z duktilnostjo po gašenju. Pri majhni duktilnosti je bil v vseh primerih prelom krhek in transkristalen z jasno razpoznavno obliko od deformacije sploščenih zrn (slika 3), pri veliki duktilnosti pa duktilen in znova transkristalen. Pri vmesnih duktilnostih, ki so bile dosežene z žarjenjem pri okoli 1000 °C, je bil prelom mešan, zmes krhke in duktilne transkristalne propagacije.

Zlitina, izvaljana v več vtikih in z mikrostrukturo na sliki 1, ima podobno duktilnost kot po gašenju s temperature valjanja in majhni deformaciji (5). Duktilnost počasi raste, ko se dviga temperatura žarjenja, približno pri ca. 1000 °C pa skokoma pade in pojavi se krhkost, povezana z mikrostrukturo rekristalizacije.

4. MIKROSTRUKTURA PO VALJANJU

Mikrostruktura po valjanju v več vtikih je prikazana na sliki 1. Po močnejšem jedkanju se razloči v matičnih zrnih poligonizacijska podstruktura.

Po valjanju v enem vtiku se je sprememba mikrostrukture kazala v dveh oblikah: z večanjem sploščenosti matičnih zrn ter z naraščanjem stopnje in urejenosti podstrukture poligonizacije. Pri majhni deformaciji se poligonizacijska podstruktura kaže v obliki krivih črt, včasih povezanih v začetek mreže. V naslednji stopnji je nastala podstruktura z neenakomerno in nepopolno mrežo (slika 4). Pri veliki deformaciji je bila poligonizacijska mreža bolj popolna in enakomerna, poligonizacijska zrna so bila večja, njihove meje pa bolj ravne (slika 5). Poligonizacijske meje in meje matičnih zrn so bile dekorirane z drobnimi karbidnimi precipitati (slika 6).

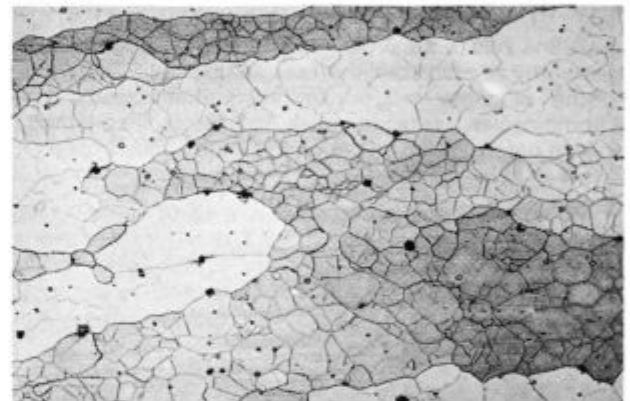


Slika 4

Pov. 100 x : Mikrostruktura zlitine z 29 % Cr, 10,1 % Co, 0,021 % C in 0,15 % Ti, ki je bila izvaljana v enem vtiku z deformacijo 30 % pri 1200 °C in gašena

Fig. 4:

Magn. 100 x : Microstructure of the alloy with 29 % Cr, 10,1 % Co, 0,021 % C, and 0,15 % Ti rolled in one pass with deformation 30 % at 1200 °C, and quenched



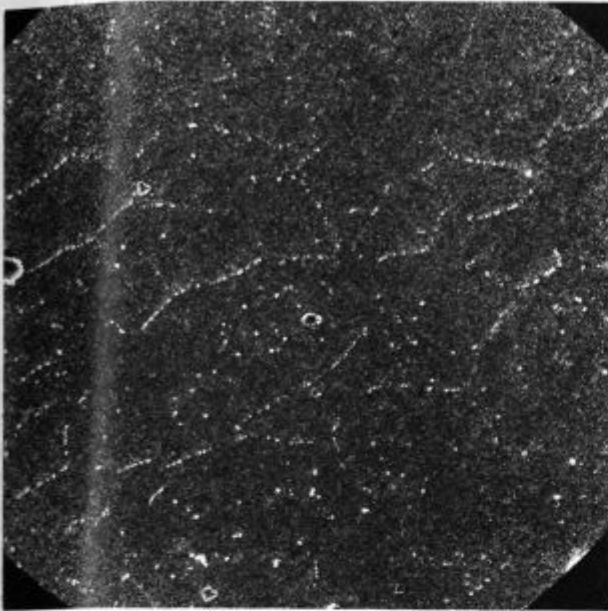
Slika 5

pov. 200 x : Mikrostruktura zlitine s slike 4, ki je bila izvaljana v enem vtiku z deformacijo 70 % pri 1200 °C in gašena

Fig. 5:

Magn. 200 x : Microstructure of the alloy in Fig. 4 rolled in one pass with deformation 70 % at 1200 °C, and quenched

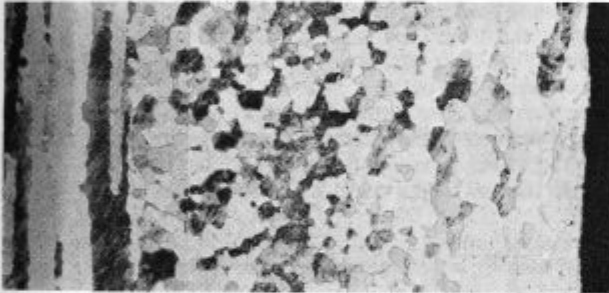
Pri deformacijah nad 70 %, ko dobi zlitina veliko duktilnost tudi po ohladitvi na zraku, je mikrostruktura enaka po obeh načinih ohlajanja. V srednji tretjini valjanca je sloj močno sploščenih matičnih zrn z močno razvito poligonizacijsko podstrukturo, proti površini sledi sloj poligonizacijske podstrukture (slika 7). Med poligonizacijskimi zrnji so obočeni s poligonizacijsko podstrukturo (slika 8). Ostanke poligonizacijske podstrukture najdemo tudi v posamičnih poligonizacijskih zrnih (slika 9). Na sliki 10 je prikazano, kako se spreminja sploščenost matičnih zrn v obpovršinskem sloju z oddaljenostjo od površine valjanca. Sploščenost, izražena je kot razmerje med dolžino in debelino zrn, se hitro večja v sloju ob površini, katerega debelina zraste od ca. 0,7 mm pri 15 % do 0,85 mm pri 59 % deformacije. Dalje proti notranjosti se oblika zrn še vedno spreminja, vendar mnogo počasneje. Močan gradient v sploščenosti matičnih zrn v zunanji plasti je posledica gradienta deformacije zaradi ohlajanja valjanca ob dotiku z valji. To seveda pomeni, da mikrostrukture v obpovršinskem

**Slika 6**

Pov. 3000 \times : S karbidnimi precipitati dekorirane meje poligonizacijskih zrn. Zlitina s slike 4, deformirana 40 % z valjanjem v enem prehodu pri 1200° C in gašena

Fig. 6:

Magn. 3000 \times : With carbide precipitates decorated boundaries of polygonized grains. The alloy in Fig. 4, deformed for 40 % by rolling in single pass at 1200° C, and quenched

**Slika 7**

Pov. 30 \times : Oblika zrn na preseku zlitine z 0,018 % C in 0,15 % Ti, ki je bila izvaljana v enem vtiku z deformacijo 80 % pri temperaturi 1200° C in gašena

Fig. 7:

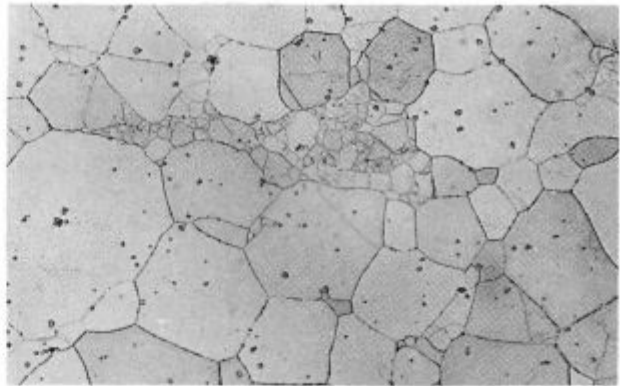
Magn. 30 \times : Shape of grains on the cross section through the alloy with 0,018 % C and 0,15 % Ti which was rolled in single pass with deformation 80 % at 1200° C, and quenched

slaju ni mogoče upoštevati pri analizi procesa izločanja deformacijske energije.

Valjanje v več vtikih s stopnjo deformacije 20 do 30 % na vtik ustvari mikrostrukturo iz podolgovatih zrn. Pri preizkusih valjanja prizmatskih in klinastih vzorcev pa je nastala podobna ali pa heterogena mikrostruktura. Lahko torej ugotovimo, da z valjanjem in ohlajanjem po njem ni mogoče ustvariti mikrostrukture, ki bi bila sprejemljiva s stališča magnetnih lastnosti.

5. MEHANIZEM IZLOČANJA DEFORMACIJSKE UTRDITVE

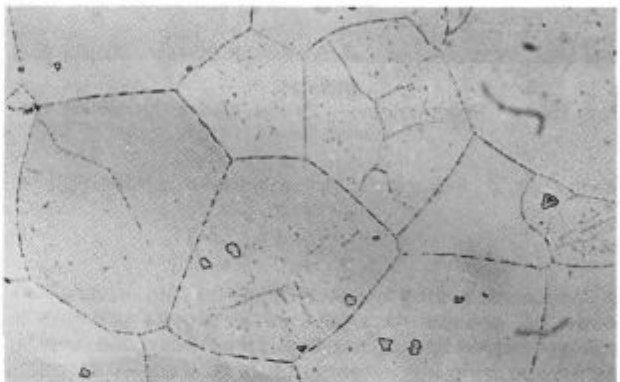
Razpon časa od trenutka valjanja do gašenja je bil največ 2 sek., zato je mikrostruktura po gašenju produkt

**Slika 8**

Pov. 200 \times : Detajl s področja poligoniziranih zrn na sl. 7

Fig. 8:

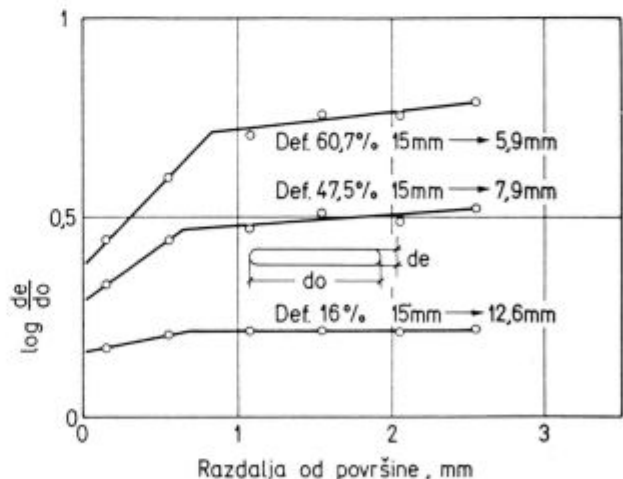
Magn. 200 \times : Detail from the region of polygonal grains in Fig. 7

**Slika 9**

Pov. 500 \times : Detajl s slike 8

Fig. 9:

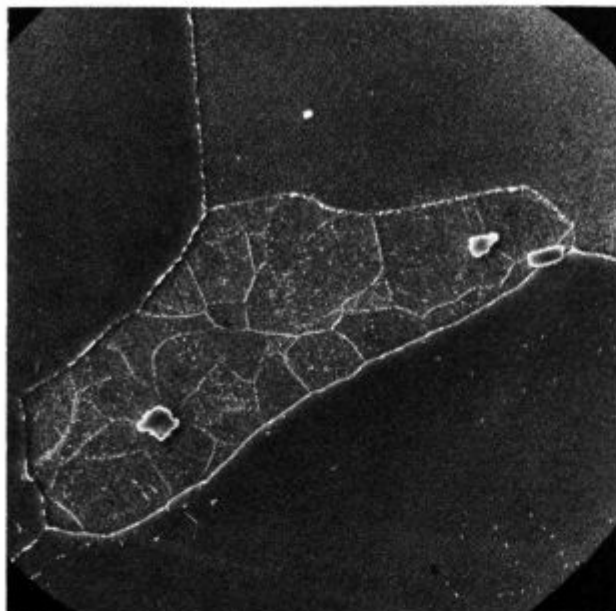
Magn. 500 \times : Detail from Fig. 8

**Slika 10**

Zlitina s slike 1. Razmerje med dolžino in debelino sploščenih matičnih zrn v odvisnosti od razdalje od površine zlitine z 0,018 % C in 0,15 % Ti

Fig. 10:

Alloy from Fig. 1. Length/thickness ratio of flattened parent grains depending on the distance from the surface of the alloy with 0,018 % C and 0,15 % Ti



Slika 11

Pov. 1500 x : Poligonizirano področje med poligonalnimi zrni.
Detalji slike 7

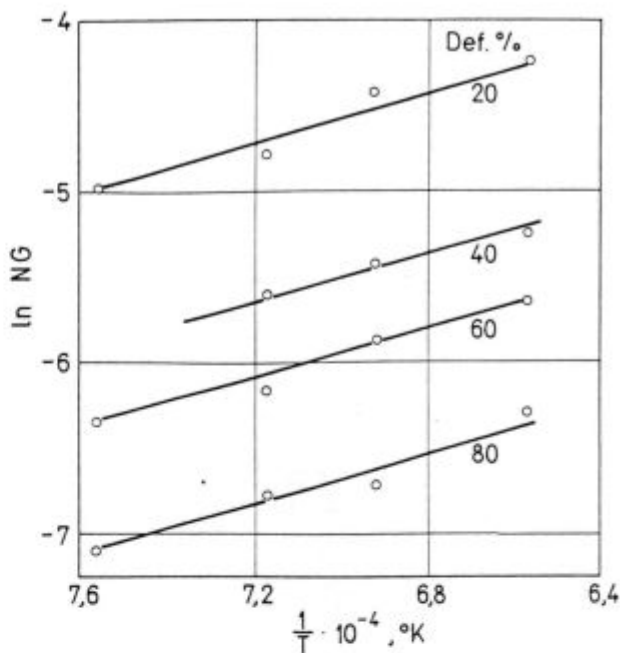
Fig. 11:

Magn. 1500 x : Polygonized region between polygonal grains.
Detail of Fig. 7

procesov med deformacijo in takoj po njej. V valjancih, ki so bili ohlajeni na zraku, se je proces preurejanja mikrostrukture lahko nadaljeval še nekoliko dlje, vendar ne mnogo, zato ker je temperatura že v ca. 2 min. padla pod ca. 800° C. Po obliki mikrostrukture sklepamo, da je poprava, katere mikrostrukturni znak je poligonizacija, osnovni mehanizem zmanjševanja deformacijske utrditve. Popravo spremlja z majhnim časovnim zamikom precipitacija karbidne faze. Ta precipitacija je tem močnejša, čim več je v zlitini ogljika, in je posebej izrazita v poligoniziranih delih mikrostrukture (slika 11).

To je dokaz, da tvorba karbidov nekoliko zaostaja za popravo in količina ogljika, oziroma drugače povedano, tvorba karbidne faze, vpliva na kinetiko in mikromorfologijo poligonizacije. Poligonalna oblika zrn v vmesni tretjini valjanca na sliki 7 navaja na razlago, da so produkt statične rekristalizacije takoj po deformaciji. Te razlage ne potrjuje dejstvo, da najdemo v posamičnih od teh zrn še ostanke poligonizacijske strukture (slika 9). To je dokaz, da poligonalna oblika zrn ni produkt napredovane širokokotne rekristalizacijske meje v deformiranem matriksu, kar je osnova procesa statične rekristalizacije. Drugi argument, ki je proti razlagi o statični rekristalizaciji, je dejstvo, da se posamične skupine poligonalnih zrn najdejo v zlitini z 0,021 % C že pri deformaciji 50 %. Najmočnejši argument, ki govori o tem, da poligonalna zrna niso proizvod statične rekristalizacije, pa je dejstvo, da smo pri klinastih vzorcih iz zlitine z 0,018 % C in 0,15 % Ti, ki so bile izvaljane v razponu temperature od 1250 do 1170° C, poligonalna zrna našli že pri deformaciji okoli 20 %. Pri tej deformaciji in večji je bila mikrostruktura valjanecv iz klinastih vzorcev taka kot na sliki 7, torej močno sploščena matična zrna v sredini, poligonalna zrna v vmesnem sloju in manj sploščena zrna v plasti ob površini valjanca.

Na sliki 12 je prikazana odvisnost med temperaturo valjanja v enem vtiku in velikostjo poligonalnih zrn na

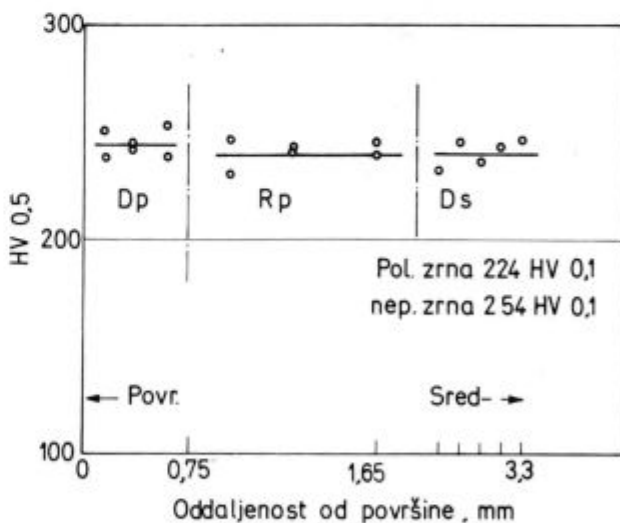


Slika 12

Odvisnost med recipročno temperaturo v °K in številom rekristaliziranih zrn na enoto površine (NG) za 4 stopnje deformacije. Zlitina z 0,018 % C in 0,15 % Ti, izvaljana v klinastih preizkušancih

Fig. 12:

Relationship between reciprocal temperature in K and the number of recrystallized grains per unit surface (NG) for 4 various deformation degrees. The alloy with 0.018 % C and 0.15 % Ti, rolled in wedge test pieces



Slika 13

Odvisnost med trdoto in razdaljo od površine na vzorcu z mikrostrukturo preseka, kot na sliki 7;

Dp — pas deformiranih zrn ob površini

Rp — pas poligonalnih zrn

Ds — pas deformiranih zrn v sredini

Fig. 13:

Relationship between the hardness and the distance from the surface of the sample with microstructure as in Fig. 7

Dp — band of deformed grains along the surface

Rp — band of polygonal grains

Ds — band of deformed grains in the centre

klinastih preizkušancih. Aktivacijska energija, izračunana iz temperature odvisnosti, znaša 58 kJ/mol, kar je zelo malo v primerjavi z vrednostmi, ki jih literatura navaja za samodifuzijo v železu z α kristalno mrežo. Trdota je po preseku klinastih ali prizmatičnih valjancev s troslojno mikrostrukturo skoraj praktično enaka (slika 13). Torej je proces izločanja deformacijske utrditve enako učinkovit, ne glede na morfologijo mikrostrukture po valjanju.

6. RAZLAGA RAZLIKE V DUKTILNOSTI

Med ohlajanjem z gašenjem in na zraku ni, razen v zlitini z visokim ogljikom, razlike v mikrostrukturi, ki bi jo lahko razločili v optičnem in v rastelektronskem mikroskopu. Slika 2 pa kaže, da je med obema zelo velika razlika v duktilnosti, dokler se pri veliki deformaciji ne pojavi sloj poligonalnih zrn. Razlika v duktilnosti ni v zvezi z dekoracijo kristalnih mej in mej poligonizacijskih zrn s karbidnimi precipitati. Prelom je namreč po ohladitvi na zraku krhek in transkristalen in v njem nastopajo kot enote cepljenja sploščena matična zrna (slika 3). Sicer pa so pri nizkem ogljiku meje podobno dekorirane s precipitati po gašenju in po ohladitvi na zraku, pa je vendarle velika razlika v duktilnosti pri deformacijah do ca. 80 %.

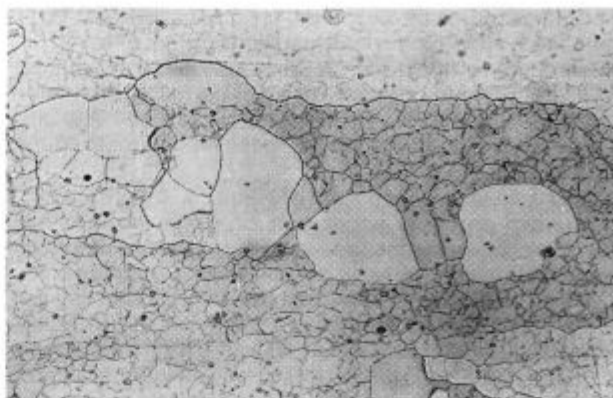
Hitra ohladitev prepreči, da bi poprava oz. poligonizacija dosegla po gašenju enako stopnjo, kot pri ohladitvi na zraku. Lahko torej sklepamo, da po gašenju kristalna mreža zadrži v matičnih zrnih večjo koncentracijo napak, ki jih je vanjo vnesla deformacija, kot pri ohladitvi na zraku. Predpostavljamo, da prav te napake povečajo duktilnost, zato ker olajšajo deformacijo z drsenjem. Dejstvo, da tudi po ohladitvi na zraku duktilnost postopoma narašča z deformacijo, to razlago potrjuje. Z večjo stopnjo deformacije se namreč ustvari v kristalni mreži več napak in poveča hitrost ohlajanja tanjšega valjanca.

Skokovito povečanje deformabilnosti po deformaciji 80 % in ohladitvi na zraku pripisujemo prisotnosti poligonalnih zrn v delu materiala. Če bi šlo samo za vpliv povečanega števila prostih napak v kristalni mreži, povečanje duktilnosti ne bi bilo skokovito, saj na primer v debelini valjanca in v gostoti napak, ki jih vnese v mrežo 70 in 80 % deformacija, ne more biti večje razlike, kot na primer med 50 in 70 %. Drobna poliedrična zrna torej inicirajo deformacijo z drsenjem in zagotovijo duktilnost v hladnem.

7. MEHANIZEM NASTANKA POLIGONIZIRANIH ZRN

Eksperimentalni izsledki kažejo, da poligonalna zrna, ki jih najdemo po ca. 80 % deformaciji prizmatičnih vzorcev z valjanjem v zlitini z 0,021 % C in v zlitini z 0,018 % C ter 0,15 % Ti pri nižji deformaciji, niso proizvod klasične statične rekristalizacije. Ta se izvrši z napredovanjem širokokotnih kristalnih mej iz kalii novih zrn, ki nastanejo na mejah matičnih deformiranih zrn (8). Za tako mejo ni ostankov poligonizacije, ki jih vidimo na sliki 9. Tudi ni mogoče s širjenjem takih mej razložiti nastanka mikrostrukture na sliki 15, kjer je večina poligonalnih zrn znotraj istega matičnega sploščene zrna.

S slik 7, 14 in 15 sklepamo, da se pojavi mikrostruktura iz enakomernih poligonalnih zrn, kakršno prikazujejo na primer slike 8, 9 in 16, v srednji plasti vzorca na sliki 7 le, če poligonizacijska zrna zrastejo, preden migracijo poligonizacijskih mej zaustavijo karbidni precipitati. Lahko torej sklepamo, da je poligonalna mikrostruktura na sl. 7, 8, 9, 14 in 16 proizvod »in situ« rekristalizacije, torej rekristalizacije z rastjo poligonizacijskih

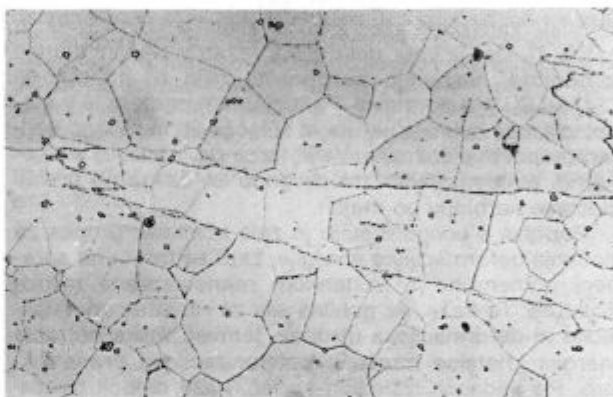


Slika 14

Pov. 200 \times : Zlitina z 0,018 % C in 0,15 % Ti, izvaljana z deformacijo 40 % pri 1170° C in gašena. Sredina valjanca

Fig. 14:

Magn. 200 \times : The alloy with 0.018 % C and 0.15 % Ti rolled at deformation of 40 % from 1170° C, and quenched. The centre of rolling

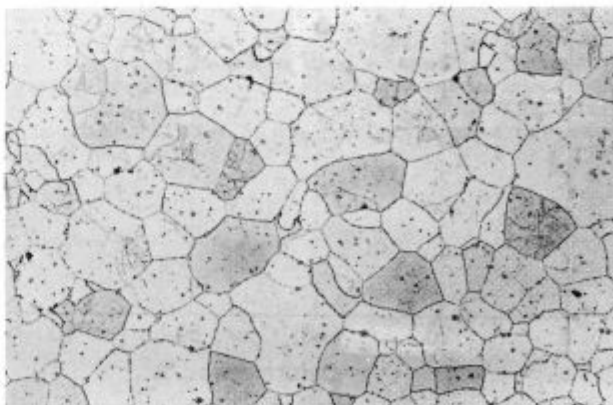


Slika 15

Pov. 200 \times : Ista zlitina kot sl. 14. Področje poligonalnih zrn

Fig. 15:

Magn. 200 \times : The same alloy as in Fig. 14. Region of polygonal grains



Slika 16

Pov. 200 \times : Zlitina s slike 15, izvaljana pri 1250° C s 60 % deformacije. Področje poligonalnih zrn

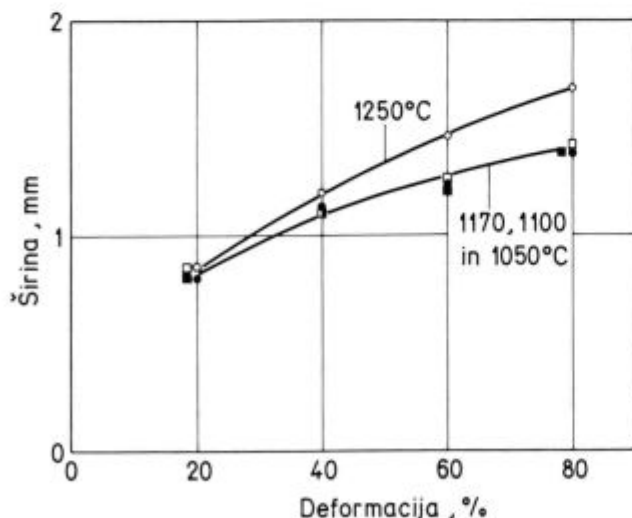
Fig. 16:

Magn. 200 \times : The alloy from Fig. 15, rolled at 1250° C with 60 % deformation. Region of polygonal grains

zrn. S kemično analizo vzorcev, ki so bili izvaljani iz prizmatičnega surovca z deformacijo 80 % in iz klinastih surovcev in so imeli troslojno mikrostrukturo podobno tisti na sliki 7, smo ugotovili, da ni izcejanja osnovnih elementov in nečistoč. Na primer na vzorcu na sliki 7 je bila vsebnost ogljika v vseh treh pasovih mikrostrukture 0,018 %.

Mikrostruktura kaže, da potekata v deformiranem metalu dva procesa, poprava in precipitacija karbidne faze. Najprej se začne poprava in v mikrostrukturi jo vidimo v drugi stopnji kot poligonizacijsko podstrukturo, ki je tem bolj urejena, čim kasneje je precipitacija karbidne faze blokirala poligonizacijske meje. Pri veliki deformaciji na vtik z valjanjem so v 15 mm prizmatičnem vzorcu iz zlitine z 0,018 % C doseženi v nekem vmesnem sloju med sredino in površino taki pogoji, da je mogoče pred precipitacijo karbidov po mejah nastanek velikih in enakomernih poligonizacijskih zrn, torej nastanek poligonizirane rekristalizirane mikrostrukture brez vidnih ostankov mej matičnih zrn. V sredini istega vzorca, kjer sta bili višja temperatura in večja deformacija, pa se proces rasti poligonizacijskih zrn hitro zavre zaradi precipitacije karbidne faze, zato ne zrastejo poligonizirana zrna. Če je v zlitini manj ogljika v raztopini v α fazi, je več časa za rast poligonizacijskih zrn, ker je nižja temperatura topnosti karbidne faze. Zato v zlitini z 0,018 % C in 0,15 % Ti, kjer je velik del ogljika vezan v stabilni titanov karbonitrid, nastanejo poligonizirana zrna že pri mnogo nižji, ca. 20 % deformaciji. Pa tudi v tem primeru je v sredini valjanca mikrostruktura iz sploščenih in močno poligoniziranih matičnih zrn. Velja torej, da je razvoj enakomernih poligoniziranih zrn mogoče le, če ga ne prehitijo izločanje karbidov po mejah.

Poprava s poligonizacijo je zelo učinkovit proces za izločanje deformacijske energije, zato se trdota ne spremeni pomembno z nastankom rekristalizirane mikrostrukture. To kaže, da gonilna sila za »in situ« rekristalizacijo ni deformacijska utrditev, temveč velika notranja energija kristalne mreže s poligonizacijsko predstrukturo. Po sedanjih izsledkih sodeč, kaže najbolj upravičeno, da heterogenost mikrostrukture, ki jo prikazuje



Slika 17

Ovisnost med stopnjo deformacije in širino sloja rekristaliziranih zrn za različne temperature valjanja klinastih preiskušancev

Fig. 17:

Relationship between the degree of deformation and the width of the layer of recrystallized grains for various rolling temperatures in rolling wedge test pieces

sl. 7, torej delno rekristalizacijo, pripišemo podobnemu pospeševalnemu vplivu deformacije na popravo in izločanje v temperaturnem intervalu 1050—1250°C. Razmerje med hitrostjo obeh procesov je malo odvisno od deformacije, zato nastane rekristalizirani sloj v razponu deformacije 20 do 80 %. Širina rekristaliziranega sloja raste z naraščanjem deformacije in je enaka v razponu temperature med 1050 in 1170°C, pač pa večja po deformaciji pri 1250°C (slika 17). Razlika se razlaga z večjo topnostjo in daljšo dobo, ko je bil vzorec nad temperaturo topnosti ogljika v α fazi.

SKLEPI

1) S kontrolo procesa vročega valjanja in ohlajanja ni mogoče v zlitini železa s ca. 29 % Cr in 11 % Co, ki ima pri temperaturi deformacije α mrežo, ustvariti mikrostrukture iz enakomernih poligoniziranih zrn, ki bi zlitini zagotovila dobre magnetne lastnosti;

2) S hitro ohlajitvijo po vročem valjanju se v materialu ustvari mikrostruktura, ki je mnogo bolj duktilna, kot če se ohlajanje izvrši na zraku. V prvem primeru ostane v zlitini večja gostota deformacijskih napak, ki pri hladni deformaciji prepreči dvojčenje in krhkost. Večja duktilnost se doseže tudi z »in situ« rekristalizacijo po deformaciji nad 70 %;

3) Mikrostruktura po vročem valjanju je rezultat dveh procesov: poprave s poligonizacijo in precipitacije karbidne faze iz prenasočene raztopine v α fazi. Oba procesa sta zelo hitra. V trenutku, ko so meje poligonizacijskih zrn dekorirane s karbidnimi precipitati, se proces rasti teh zrn ustavi. Mikrostruktura iz enakomernih poligoniziranih zrn, ki so proizvod »in situ« rekristalizacije, torej rekristalizacije z rastjo poligonizacijskih zrn, nastane le, če se precipitacija karbidne faze začne z zadostnim zamikom. Zato se »in situ« rekristalizacija pojavi pri visoki deformaciji nad 70 % v zlitini z mnogo (0,021 %) ogljika in že pri deformaciji ca. 20 % v zlitini z 0,018 % C in 0,15 % Ti.

4) Tekmovanje procesov poprave in precipitacije karbidne faze ustvarja na preseku valjancev heterogeno mikrostrukuro, pri čemer sredina, kjer sta najvišja temperatura in največja deformacija, ohrani mikrostrukuro iz močno poligoniziranih in deformiranih matičnih zrn.

LITERATURA:

1. H. Zijlstra: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 14, 1968, 661.
2. B. C. Wonsiewicz, J. T. Plewes in G. Chin: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 15, 1979, 950.
3. W. Erwens: Techn. Mitt. Krupp Forschungs Berichte 40, 1982, 109.
4. S. Yin, N. V. Gayle in J. E. Bernardini: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 1050—1052.
5. F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek in B. Breskvar: Železarski Zbornik 23, 1989, 73.
6. M. L. Green, R. C. Sherwood, G. Y. Chin, J. H. Wernick in J. Bernardini: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 1053.
7. S. Yin in N. V. Gayle: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 526.
8. F. Haessner and S. Hoffmann: Migration of high angle grain boundaries; F. Haessner: Recrystallisation of Metallic Materials, Dr. Riedere Verlag GmbH, Stuttgart, 1978.

ZUSAMMENFASSUNG

Nur das Grobkörnige Mikrogefüge aus polygonalen Körnern das beim Glühen auf 1200° C entsteht, sichert annehmbare magnetische Eigenschaften. Ein solches Mikrogefüge kann nicht durch das Warmwalzen und nachfolgendem Abkühlen erreicht werden. Mit dem Abschrecken und nachfolgendem Abkühlen wird ein Mikrogefüge erreicht, das besser verformbar ist als wenn das Abkühlen langsamer an der Luft erfolgt. Das Mikrogefüge nach dem Warmwalzen ist ein Ergebnis des Wettkampfes zweier Prozesse, der eine ist die Erholung die über Polygonisierten „in situ“ Rekristallisation die polygonalen Körner bildet, der zweite ist die Ausscheidung einer Karbidphase an den Grenzen der polygonisations und Körner. Im Zeitpunkt als die Korngrenzen mit den Karbidausscheidungen umgeben sind kommt das Wachstum der polygonisierten Körner zum Stehen und das polygonisierte Subgefüge ist stabilisiert.

Dieses Prozess ist um so schneller je grösser ist der Kohlenstoffgehalt in der harten Lösung während der Verformung. Das ist auch die Erklärung wozu eine rekristallisierte Form der Körner schon bei einem Verformungsgrad von 20 % in einem Walzstich in der Legierung mit 0,018 % C und 0,15 % Ti und über 70 % in der Legierung mit 0,021 % C auftritt. Der Wettkampf der Erholung und der Ausscheidung der Karbidphase ist die Ursache für die Entstehung heterogenen Mikrogefüges am Querschnitt der Legierung die in einem Stich warmgewalzt worden ist. Das Mikrogefüge in der Mitte der Probe besteht aus Langgestreckten Anfangskörnern mit einem starken polygonisierten Subgefüge abgesehen von dem Verformungsgrad von 20 bis 80 % und der Walztemperatur zwischen 1050 und 1250° C.

SUMMARY

Only coarse grained structure of polygonal grains formed in annealing at 1200° C ensures the acceptable magnetic properties. Such a microstructure cannot be attained by hot rolling and cooling after it. By quenching from the rolling temperature a more ductile microstructure is obtained than by cooling in air which is slower. Microstructure after hot rolling is the result of two competitive processes, one of which is recovery which creates polygonal grains by polygonization and in situ recrystallization, the second one is the precipitation of some carbide phase on the boundary of polygonizing and parent grains. In the moment when the boundaries are decorated with carbide precipitates, the process of the growth of polygonized grains is stopped, and the polygonized substructure is stabilized. The process is the faster the higher is amount of carbon in the solid

solution during deformation. This explains the appearance of recrystallized shape of grains already after deformation of about 20 % achieved in a single rolling pass with the alloy containing 0,018 % C and 0,15 % Ti, while for alloy with 0,021 % C deformation of over 70 % is needed. The competition between the recovery and the precipitation of the carbide phase is the reason for the formation of heterogeneous microstructure on the alloy cross section which was hot rolled with a single pass. Microstructure in the centre of rolling is composed of elongated parental grains with highly polygonized substructure regardless to the degree of deformation in the range between 20 and 80 %, and to the rolling temperature between 1050° C and 1250° C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Только грубозернистая микроструктура из полигональных зерн, образующаяся при отжиге при 1200° Ц, обеспечивает приемлемые магнитные свойства. Такой микроструктуры не можна получить горячей прокаткой и охлаждением по ней. Тушением (более быстрым охлаждением) температуры прокатки получаем более дуктильную микроструктуру чем охлаждением на воздухе поскольку оно более медленное. Микроструктура после горячей прокатки является результатом „соревнования“ двух процессов, одним из которых является улучшение, которое через полигонизацию и „in situ“ рекристаллизацию создает полигональные зерна. Второй процесс есть преципитация одной карбидной фазы по пределе полигонизационных и основных зерн. В момент, когда пределы декорированы с карбиды, задерживается процесс роста полигонизированных зерн и полигониза-

ционная субструктура стабилизируется. Этот процесс является тем более быстрым чем больше содержание углерода в твердом растворе между деформацией. Указанное является обоснованием того, почему рекристаллизованная форма зерн возникает уже при деформации около 20 % в одном проходе прокатки в сплаве с 0,018 % С и 0,15 % Ti и при деформации свыше 70 % в сплаве с 0,021 % С. „Соревнование“ улучшения и выделения карбидной фазы является причиной возникновения разнородной микроструктуры на поперечном разрезе сплава, горячекатанного в одном проходе. Микроструктура в середине прокатанного изделия состоит из основных продолговатых зерн с сильной полигонизационной субструктурой несмотря на степень деформации от 20 до 80 % и температуру прокатки в значении от 1050 до 1250° Ц.



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.

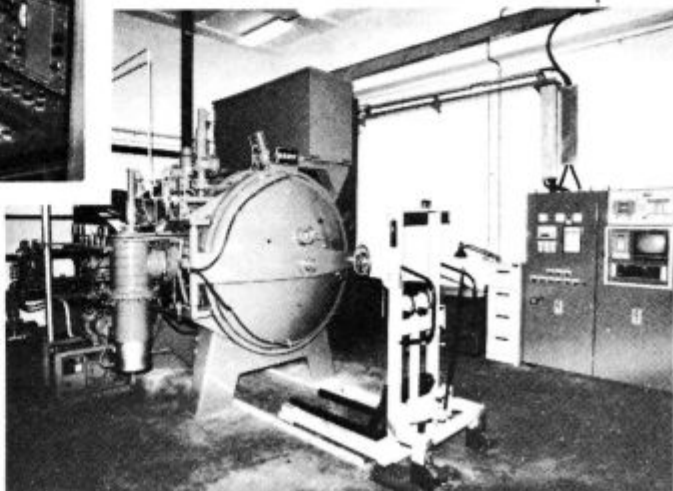
PROGRAM DELA IN OPREMA

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 preiskave 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

Izločanje σ faze in njen vpliv na žilavost in trdoto nerjavnega avstenitno-feritnega jekla, tipa 29Cr9Ni

T. Večko¹, I. Kos², F. Grešovnik³

UDK: 669.14.018.8 620.186.12 539.53/55
ASM/SLA: M26q, Q6, Q29n, 3-71, S5b

V tem delu smo raziskovali izločanje σ faze in njen vpliv na žilavost in trdoto ter s tem na plastično preoblikovanje nerjavnega jekla 29Cr9Ni, ki ima dupleks avstenitno-feritno mikrostrukturo. To jeklo ima za razliko od nekaterih drugih tipov nerjavnih jekel, ki jih najdemo v literaturi^{2,3}, višjo vsebnost ogljika. Vsebnost ogljika se giblje med 0,09 in 0,14 %.

Spremembo žilavosti in trdote jekla 29Cr9Ni zaradi izločanja trde in krhke σ faze smo zasledovali v temperaturnem območju med 600 in 1050°C.

Kinetiko izločanja σ faze v strukturi jekla smo ugotavljali rentgenografsko in metalografsko.

1. UVOD

Jeklo, tipa 29Cr9Ni, je korozijsko dobro obstojno jeklo. Uporablja se kot dodajni material za varjenje. Mikrostruktura tega jekla je sestavljena iz avstenitnih in feritnih kristalov ter karbidov, tipa $M_{23}C_6$ in M_7C_3 . Fazi α in γ nastopata v približno enakih količinah.

Plastično preoblikovanje dvofaznih jekel z α/γ mikrostrukturo je zahtevnejše kot čistih avstenitnih jekel.

Na sposobnost za hladno plastično preoblikovanje najmočneje vpliva izločanje krhke σ faze, ki drastično zniža žilavost jekla. V čistem sistemu Fe-Cr se σ faza izloča pod 820°C. Kadar pa imamo v jeklu dodatke legirnih elementov, kot je npr. Mo, je kinetika izločanja te faze hitrejša in se pomakne k višjim temperaturam. Izločanje σ faze pospešuje tudi predhodno plastično preoblikovanje.

Karbid, tipa $M_{23}C_6$, se izločajo v temperaturnem področju pod 950°C, kar pomeni, da vplivajo na hladno plastično preoblikovanje. Precipitacija poteka zelo hitro na mejah α/γ ter drugih nekoherentnih mejah, npr. okrog nekovinskih vključkov. Vsebnost karbidov je ~1 %.

Delo obravnava kinetiko izločanja σ faze in njen vpliv na žilavost in trdoto jekla v temperaturnem območju od 600 do 1050°C.

2. EKSPERIMENTALNI DEL

Za preiskave smo vzeli jeklo, kvalitete 29Cr9Ni, izdelano v elektrooblačni peči in kasneje obdelano po VOD postopku. Odlite ingote smo s kovanjem predelali v gredice, te pa z valjanjem v žico, dimenzije $\varnothing 8,0$ mm.

Kemična sestava jekla je podana v tabeli 1 in je v predpisanih analiznih mejah.

Tabela 1: Kemična sestava jekla v %

C	Si	Cr	Mn	Ni	Mo	S	P	Al
0,12	0,39	29,66	1,87	10,0	0,17	0,003	0,028	0,024

Na sliki 1 vidimo mikrostrukturo preiskovanega jekla.



Slika 1

Mikrostruktura preiskovanega jekla, pov. 200x

Fig. 1

Microstructure of investigated steel, magn. 200x

2.1. Efekt izločanja σ faze na žilavost in trdoto jekla

Vzorci za preiskave žilavosti smo izdelali iz kovanih gredic kvadrata 90 mm. Gredice so bile gašene s 1050°C v vodi.

Pred preiskavo žilavosti smo vse vzorce toplotno obdelali v temperaturnem območju med 600 in 1050°C. Čas žarjenja na temperaturi je bil 3 in 30 minut.

Vzorci za merjenje žilavosti so imeli DVM zarezo. Naredili smo po tri paralelke pri sobni temperaturi. Rezultate merjenj kaže tabela 2.

Na vzorcih smo izmerili tudi trdote. Izmerjene trdote prikazuje tabela 3.

Tabela 2: Žilavost v odvisnosti od temperature in časa žarjenja

Čas (min.)		Temperatura (°C)					
		600	700	800	900	1000	1050
3	Žilavost (J)	91	68	7	84	134	—
		92	75	7	85	132	—
		90	76	7	86	131	—
30	Žilavost (J)	80	4	3	64	—	128
		78	5	4	76	—	130
		74	4	4	62	—	132

Tabela 3: Trdota v odvisnosti od temperature in časa žarjenja

Čas (min.)		Temperatura (°C)					
		600	700	800	900	1000	1050
3	Trdota (HB)	231	224	272	222	222	226
30	Trdota (HB)	231	254	345	219	—	224

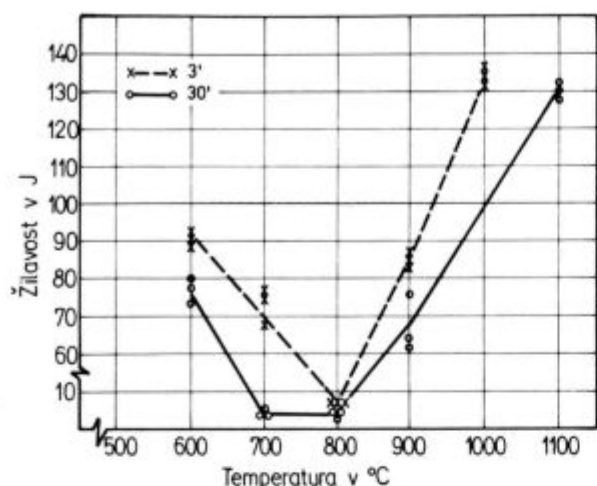
¹ Tatjana Večko, dipl. ing. met., Železarna Ravne

² Ivan Kos, dipl. ing. met., Železarna Ravne

³ dr. Ferdo Grešovnik, Železarna Ravne

Originalno objavljeno: ŽEZB 24 (1990)2

Rokopis sprejet: dec. 1989

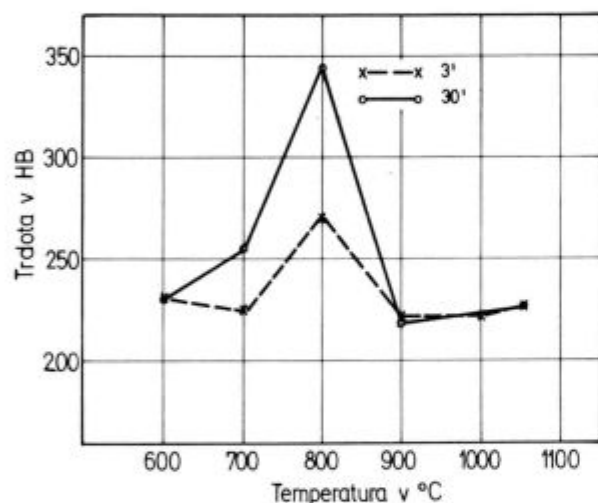


Slika 2

Ovisnost med žilavostjo, temperaturo in časom žarjenja

Fig. 2

Relationship between toughness, temperature and time of annealing



Slika 3

Potek trdot po 3 in 30-minutnem žarjenju pri različnih temperaturah

Fig. 3

Variation of hardnesses after 3 and 30 minute annealing at various temperatures

Odnos žilavosti in temperature vidimo na **sliki 2**.

Po triminutnem žarjenju je žilavost padla le pri temperaturi 800 °C, po tridesetminutnem pa v temperaturnem območju med 700 in 900 °C. Rezultati kažejo, da se temperaturni interval izločanja σ faze z daljšim časom žarjenja razširja.

Diagram na **sliki 3** prikazuje potek trdot po 3 in 30-minutnem žarjenju. Porast trdote lahko razložimo z izločanjem σ faze.

2.2. Rentgenografske in metalografske preiskave

Podrobneje smo območje izločanja σ faze določili rentgenografsko in metalografsko.

Najprej smo delež posameznih faz določili na žilavostnih vzorcih. Potem pa smo se glede na rezultate

žilavostnih vzorcev odločili za temperaturna območja in čase žarjenja.

Vzorci za te raziskave smo prav tako izdelali iz kovanjih gredic kvadrata 90 mm, ki so bile gašene s 1050 °C v vodi. Vzorci smo žarili v temperaturnem območju med 620 °C in 880 °C, časi žarjenja pa so bili 3, 10 in 30 minut.

Rentgenografske preiskave smo naredili na aparatu, tipa Crystalloflex 4. Za identifikacijo posameznih faz smo uporabili $\text{Cu K}\alpha$ žarčenje rentgenske cevi. Delovna napetost je bila 35 kV, tok pa 14 mA. Uporabili smo grafični monokromator.

Tabela 4 podaja rezultate merjenj posameznih faz v strukturi naših vzorcev.

Tabela 4: Volumski delež faz α , γ in σ v strukturi jekla 29 Cr 9 Ni po 3, 10 in 30-minutnem žarjenju pri različnih temperaturah

(1) Čas žarjenja: 3 minute

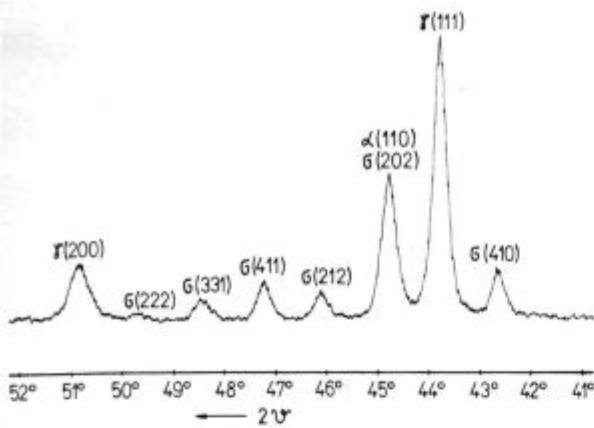
Temperatura (°C)	Volumski delež faz		
	C_α	C_γ	C_σ
600	41	59	—
700	29	71	—
740	53	47	—
760	26	71	3
780	49	49	2
800	36	59	5
820	39	57	4
840	48	52	—
860	36	64	—
880	41	59	—
900	21	79	—
1000	34	66	—
1050 gašeno	49	51	—

(2) Čas žarjenja: 10 minut

Temperatura (°C)	Volumski delež faz		
	C_α	C_γ	C_σ
700	46	52	2
720	21	58	21
740	31	55	14
760	4	63	33
780	4	62	34
800	22	58	20
820	22	66	12
840	35	63	2

(3) Čas žarjenja: 30 minut

Temperatura (°C)	Volumski delež faz		
	C_α	C_γ	C_σ
600	19	81	—
620	43	57	—
640	49	51	—
660	36	59	5
680	18	57	25
700	3	68	29
720	1,5	66	32,5
740	0,4	64,6	35
760	0,9	60	39
780	1,4	61,6	37
800	3	67	30
820	8	65	27
840	30	59	11
860	28	69	3
900	18	82	—
1050 gašeno	53	47	—



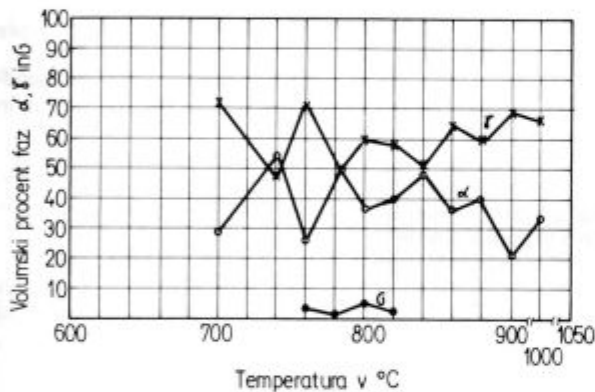
Slika 4

Rentgenogramski zapis vzorca, žarjenega 10 minut na 800°C

Fig. 4

X-ray pattern of the sample annealed 10 minutes at 800°C

Na **sliki 4** je prikazan rentgenogramski zapis vzorca, ki je bil žarjen 10 minut na 800°C. Prisotne so vse tri faze, α , γ in σ . Volumski delež σ faze znaša 20 %.

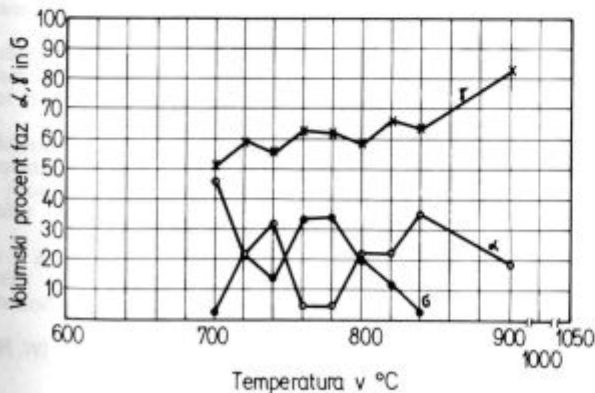


Slika 5

Volumski delež faz po 3-minutnem žarjenju

Fig. 5

Volume fraction of phases after 3 minute annealing



Slika 6

Volumski delež faz po 10-minutnem žarjenju

Fig. 6

Volume fraction of phases after 10 minute annealing

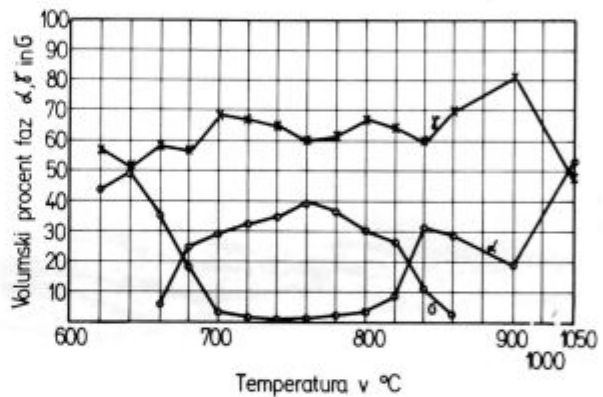
Na **slikah 5, 6 in 7** so volumski deleži faz, podani v tabeli 4, prikazani v diagramski obliki; na **sliki 5** po 3-minutnem žarjenju, na **sliki 6** po 10-minutnem žarjenju in na **sliki 7** po 30-minutnem žarjenju.

Območje izločanja σ faze se z daljšanjem časa žarjenja širi proti višjim in nižjim temperaturam. Pomik proti nižjim temperaturam je močnejši. Po 30-minutnem žarjenju se σ faza pojavlja v temperaturnem območju med 640°C in 880°C. Nos krivulje izločanja se s časom žarjenja prav tako pomika proti nižjim temperaturam. Po treh minutah je med 800 in 820°C, po desetih pri 780°C, po tridesetih minutah pa med 760 in 780°C.

Delež γ faze v temperaturnem intervalu od 600 do 900°C rahlo narašča. Tudi z daljšim časom žarjenja se delež γ faze povečuje.

Deleži faz α , γ in σ so v medsebojni korelaciji. Porastu σ in γ faz zaradi eutektoidnega razpada $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$, ustreza padec vsebnosti α faze.

Vzorci za rentgenografske preiskave smo metalografsko preiskali z optičnim mikroskopom ZEISS JENA-VERT pri povečavi 200 in 500 \times . Vzorci za mikroskopiranje smo jedkali z jedkalom murakami, ki obarva σ fazo sivomodro, α fazo rjavo, γ faza pa ostane neobarvana.

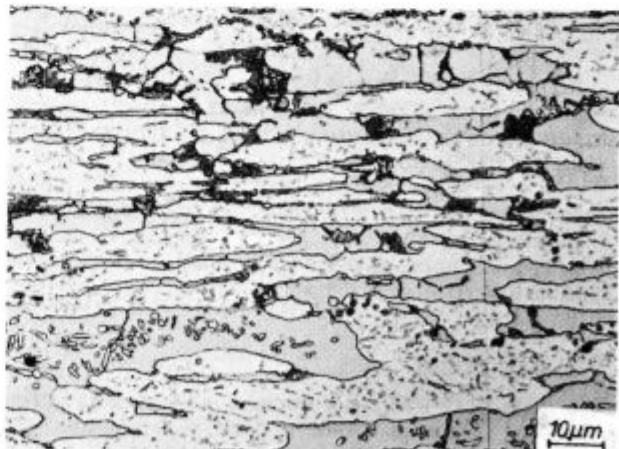


Slika 7

Volumski delež faz po 30-minutnem žarjenju

Fig. 7

Volume fraction of phases after 30 minute annealing

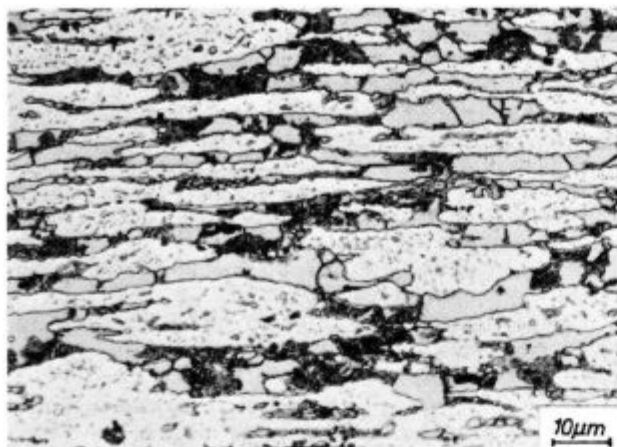


Slika 8

Mikrostruktura jekla, žarjenega na 800°C 3 minute, pov. 200 \times

Fig. 8

Microstructure of steel annealed 3 minutes at 800°C, magn. 200 \times

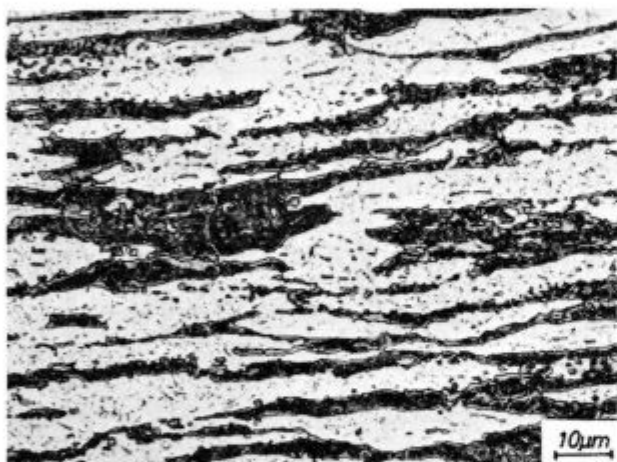


Slika 9

Mikrostruktura jekla, žarjenega na 800° C 10 minut, pov. 200 ×

Fig. 9

Microstructure of steel annealed 10 minutes at 800° C, magn. 200 ×



Slika 10

Mikrostruktura jekla, žarjenega na 800° C 30 minut, pov. 200 ×

Fig. 10

Microstructure of steel annealed 30 minutes at 800° C, magn. 200 ×

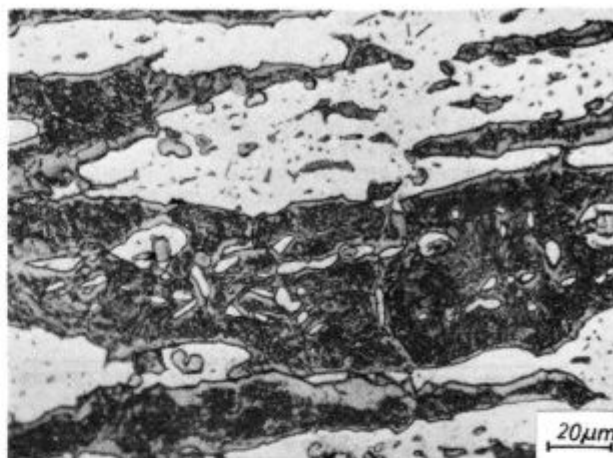
Primer premene dupleks mikrostrukture nerjavnega jekla vidimo na slikah 8, 9, 10 in 11. Ustrezne mikrostrukture smo dobili na vzorcih, ki so bili žarjeni na temperaturi 800° C 3, 10 in 30 minut.

σ faza se začne izločati v trojnih točkah ter ob mejah kristalnih zrn α/α in α/γ ter raste v notranjost α zrn.

Evtektoidno strukturo $\sigma + \gamma'$, nastalo v reakciji $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$, vidimo na sliki 11. Mikrostrukturo jekla sestavljajo faze γ , σ , γ' , α in karbidi.

3. ZAKLJUČKI

V jeklu 29 Cr 9 Ni z α/γ dupleks mikrostrukturo smo raziskovali izločanje krhke σ faze v temperaturnem območju od 600 do 1050° C na gašenih vzorcih.



Slika 11

Mikrostruktura jekla, žarjenega na 800° C 30 minut, pov. 500 ×

Fig. 11

Microstructure of steel annealed 30 minutes at 800° C, magn. 500 ×

Kritično temperaturno območje za pojav σ faze v tem jeklu med 640 in 880° C. Količina izločene σ faze je odvisna od časa zadrževanja jekla v kritičnem temperaturnem intervalu.

σ faza se formira na mejah kristalnih zrn α/α in α/γ ter raste v notranjost α zrn.

σ faza nastaja v evtektoidni reakciji $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$. Rezultat te reakcije je znižanje volumskega deleža faze α in povečanje volumskega deleža faz γ in σ .

Raziskali smo vpliv σ faze na žilavost in trdoto jekla.

Ugotovili smo, da že majhna vsebnost σ faze v strukturi povzroči krhkost jekla in onemogoči nadaljnje plastično preoblikovanje.

Zvišanje trdote jekla zaradi izločene σ faze ni veliko.

Kadar v strukturi ni prisotne σ faze, je trdota jekla med 222 in 231 HB, pri 30 % izločene σ faze pa znaša trdota jekla 345 HB.

LITERATURA

1. I. Kos, J. Kovač, F. Grešovnik, S. Petovar, A. Kokalj, A. Godec, S. Hrnčić: Uticaj σ faze na hladnu plastično preradu nerđajućeg čelika austenitno-feritnog tipa 29 Cr 9 Ni, VI. Medjunarodni simpozij o plastičnosti i otporu deformacije metala, Herceg Novi 1989, str. 70—80.
2. Y. Maehara, M. Koike, N. Fujino, T. Kumitake: Precipitation of Phase in 25 Cr-7 Ni-3 Mo Duplex Phase Stainless Steel, Transactions ISIJ, 23, 1983, 240—246.
3. N. Sridhar, I. Kolts, S. K. Srivastava, A. I. Asphahani: Industrial applications of "Ferralium" alloy 255, Duplex Stainless Steel 1983, Conference Proceedings, American Society for Metals, str. 481—501.
4. A. Tasovac, D. Manojlović, M. Andjelić, M. Damjanović: Superplastičnost austenitno-feritnog nerđajućeg čelika tipa 25, 5 Cr-5, 5 Ni-2, 6 Mo-0, 11 N, V. Medjunarodni simpozij o plastičnosti i otporu deformacije metala, Herceg Novi 1986, str. 492—505.
5. H. D. Solomon, T. D. Devine Jr.: Duplex Stainless Steels — A Tale of Two Phases; Duplex Stainless Steels 1983, str. 693—757, Conference Proceedings, American Society for Metals.
6. Interna dokumentacija ŽR o osvajanju jekla PJ 325 (W. Nr. 1.4337).

ZUSAMMENFASSUNG

In diesem Artikel ist die Ausscheidung der σ Phase und deren Einfluss auf die Zähigkeit und die Härte und damit auf die plastische Verformung des nichtrostenden Stahles 29 Cr 9 Ni mit einem Duplex austenitisch-ferritischen Mikrogefüge untersucht worden.

Die Änderung der Zähigkeit und der Härte des Stahles 29 Cr 9 Ni wegen der Ausscheidung der harten und spröden σ Phase ist im Temperatur Bereich von 600 bis 1050° C verfolgt worden.

Die Kinetik der Ausscheidung der σ Phase ist röntgenographisch und metallographisch verfolgt worden.

Ein kritischer Temperaturbereich für die Erscheinung der σ Phase in diesem Stahl ist zwischen 640 und 880° C. Die Menge

der Ausgeschiedenen σ Phase ist von der Haltezeit des Stahles im kritischen Temperaturbereich abhängig.

Die σ Phase entsteht an den Grenzen der Kristallkörner α/α und α/γ und wächst in das innere der α Körner. Die σ Phase entsteht nach der eutektoiden Reaktion $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$. Das Ergebnis dieser Reaktion ist die Verminderung des Volumenanteils der σ Phase und die Vergrößerung des Volumenanteils der Phase γ und σ .

Schon ein kleiner Gehalt der σ Phase im Gefüge verursacht die Versprödung von Stahl und macht die weitere plastische Verformung unmöglich.

Der Anstieg der Stahlhärte wegen der ausgeschiedenen σ Phase ist nicht gross.

SUMMARY

The paper treats the investigation on the σ -phase precipitation and its influence on the toughness and hardness, and thus on the plastic forming of 29 Cr 9 Ni stainless steel which has duplex austenitic ferritic microstructure.

The variation of toughness and hardness of 29 Cr 9 Ni steel due to the precipitation of hard and brittle σ phase was checked in the region between 600 and 1050° C.

Kinetics of the σ -phase precipitation was analyzed metallographically and with X-raying.

The critical temperature region where σ phase appears in this steel is between 640 and 880° C. The amount of precipi-

tated σ phase depends on the time of keeping steel in the critical temperature interval.

σ phase is formed on the boundaries of α/α and α/γ grains and it grows into the interior of α grains. It is formed by the eutectoid reaction $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$. The result of this reaction is the reduction of volume fraction of phase α and increase of volume fractions of phases γ and σ .

Already a small amount of σ phase in the structure causes the embrittlement of steel and it does not allow plastic forming.

Increase in hardness of steel due to precipitated σ phase is not high.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В этой части мы исследовали выделение σ фазы и ее влияние на тягучесть и твердость, а тем самым и на пластичную переформовку нержавеющей стали 29 Cr 9 Ni, имеющей дуплекс аустенитно-ферритную микроструктуру.

Изменения тягучести и твердости стали 29 Cr 9 Ni вследствие выделения твердой и ломкой σ фазы мы исследовали в пределах температуры от 600 до 1050° C.

За кинетикой выделения σ фазы мы следили рентгенографически и металлографически.

Критический температурный интервал явления σ фазы в этой стали — между 640 и 880° C. Количество выделенной σ

фазы зависит от времени остановки стали в критическом температурном интервале.

σ фаза образуется на пределах кристалльных зерн α/α и α/γ и растет в внутренность α зерн. σ фаза возникает в эвтектоидной реакции $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$. Результатом этой реакции является снижение объемной доли фазы α и повышение объемной доли фаз γ и σ .

Уже низкое содержание σ фазы в структуре является причиной ломкости стали и воспрепятствует дальнейшей пластичной переформовке.

Повышение твердости стали вследствие выделенной σ фазы не большое.

IZDELUJEMO

- debelo, srednjo in tanko pločevino
- hladno valjane trakove in pločevino
- dinamo trakove in pločevino
- nerjavne trakove in pločevino
- vlečeno, brušeno in luščeno jeklo
- 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

- prevajanja, 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

TEHNIČNE NOVICE

Nikljeva konstrukcijska jekla za nizke temperature

S. Ažman¹⁾

V svetu so znana posebna konstrukcijska jekla na bazi 3,5, 5 ali 9 % niklja. Njihova glavna posebnost je v tem, da obdržijo dobro žilavost v temperaturnem območju med -100 in -196°C . Uporabljajo se predvsem za transport in shranjevanje tekočih plinov.

Tudi v železarni Jesenice smo razvili domača jekla tega tipa.

V našem dosedanjem raziskovalnem delu smo prišli do zaključkov, da nekateri legirni elementi v jeklu ugodno ali neugodno vplivajo na žilavost pri nizkih temperaturah, ki je najpomembnejša lastnost teh jekel.

V raziskovalni nalogi smo skušali odgovoriti na naslednja vprašanja:

1. kakšen je medsebojni vpliv učinkovanja elementov Ni, Mo, V, C na žilavost pri nizkih temperaturah,
2. kakšen je vpliv toplotne obdelave na lastnosti različnih variant jekla,
3. kakšne so lomne lastnosti pri nizkih temperaturah,
4. kakšen je medsebojni vpliv preje omenjenih dejavnikov.

Za praktično delo smo si izbrali tri osnovna jekla s 3,5, 5 in 9 % niklja, ki smo jih izdelali z nizkim (0,05 %) in visokim (0,25 %) ogljikom.

Tako dobljenim osnovnim jeklom smo dodali:

- dve vrednosti molibdena,
- eno vrednost V,
- kombinirano Mo in V.

Ostale elemente smo skušali obdržati konstantne, kar je bilo najbolj mogoče. Vseh 30 variant jekla smo toplotno obdelali na šest različnih načinov. (Oznake toplotnih obdelav od 1 do 6 po **sliki 1**).

Eksperimentalno delo nas je privedlo do naslednjih ugotovitev:

1. Izredno močan negativen učinek na žilavost ima visok ogljik. Jekla z visokim ogljikom (0,25 %) imajo bistveno slabše vrednosti žilavosti kot jekla z nizkim ogljikom (0,05 %), čeprav je njihova mikrostruktura izjemno fino zrnata (ocena 13–14 po ASTM velikosti zrna ca. $1,5\ \mu\text{m}$).

To velja za vse tri temperature preizkušanja (-60°C , -100°C , -196°C). **Slike 1, 2 in 3** — variante 2, 4, 6, 14, 16, 18, 20, 22, 24.

2. Nikelj je osnovni legirni element, ki na žilavost vpliva v pozitivni smeri in pri dodatku 9 % močno ublaži negativen učinek visokega ogljika.

Opazili smo, da imajo jekla s 3,5 in 5 % dodanega niklja pri -60°C boljšo žilavost od jekel z 9 %. Pri -100°C se jeklu s 3,5 % Ni žilavost približuje meji za krhki lom, medtem ko žilavost jekla s 5 ali 9 % Ni še ne pade.

Pri -196°C sta jekli s 3,5 in 5 % Ni popolnoma krhki, medtem ko jeklo z 9 % ostane žilavo. Torej ima jeklo z

9 % Ni nižjo izhodno žilavost, ki pa se le malo zmanjša pri -196°C .

3. Vpliv V in Mo ter kombinacija obeh elementov v optimalnih dodatkih le rahlo ugodno vpliva na žilavost s tem, da imamo manjše sipanje rezultatov. Učinek omenjenih dodatkov je manjši, kot smo pričakovali, vendar vseeno lahko opazimo tudi nekaj višje žilavostne vrednosti pri -196°C . Zaradi velikega števila preizkusov in velikega števila vplivnih dejavnikov se vpliv legirnih dodatkov Mo, V in kombinacije pokaže šele z računalniško obdelavo. **Sliki 2 in 3** variante 13, 15, 17, 19, 21, 23.

4. Zelo zanimiv je vpliv toplotne obdelave. Izkaže se, da je poboljšanje ugodnejše od normalizacije. Pri tem nam je uspelo najti toplotno obdelavo, ki močno odstopa od ostalih. To je toplotna obdelava št. 4, ki vsebuje homogenizacijo in poboljšanje. Jeklo (z nizkim C), ki je bilo obdelano po tej toplotni obdelavi, kaže pri -196°C praktično enako žilavost kot pri -60°C .

Presenetljivo je, da je tako toplotno obdelano jeklo s 3,5 % in 5 % Ni pri -196°C bolj žilavo od jekla z 9 % Ni. (**Slike 1, 2 in 3** variante 1, 3, 13, 15, 19, 21). Rezultate smo potrdili s ponovnimi poizkusi.

Če enako jeklo izdelamo z visokim ogljikom (0,25 %), vse dobre lastnosti izginejo. **Slike 1, 2 in 3** — variante 2, 4, 14, 16, 20, 22.

Tabela 1: Toplotne obdelave

Št. topl. obdel.	Toplotna obdelava
1.	normalizacija + popuščanje
2.	homogenizacija (1 ura) + normalizacija + popuščanje
3.	homogenizacija (6 ur) + normalizacija + popuščanje
4.	homogenizacija (1 ura) + poboljšanje
5.	homogenizacija (6 ur) + poboljšanje
6.	poboljšanje

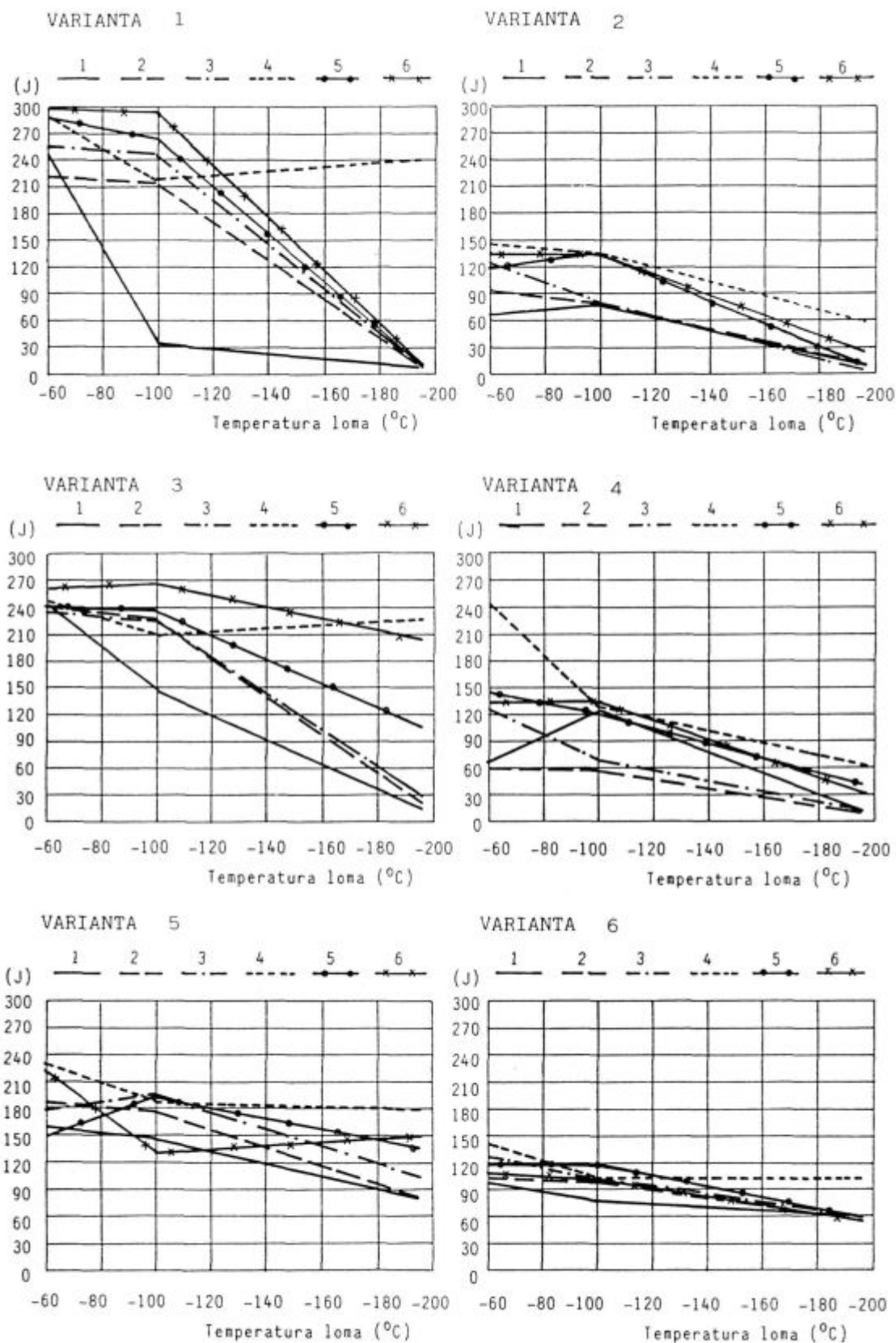
Oglejmo si lome in mikrostrukture za jekla s 3,5, 5 in 9 % Ni, ki so bila toplotno obdelana po režimu 2 in 4. Lomi so prikazani na **sliki 4**, mikrostrukture pa na **sliki 5**. Ugotovimo lahko, da imamo pri vzorcih, obdelanih po režimu 4, izrazito žilav, jamičast lom, medtem ko kažejo enaki vzorci, toplotno obdelani po režimu 2, krhek interkristalen lom. Le pri jeklu z 9 % Ni je lom pretežno žilav.

Pri sobni temperaturi v mikrostrukturi vzorcev, obdelanih po režimu 4 in 2, ni mogoče opaziti kakšnih posebnih razlik, čeprav so razlike v žilavosti in mehanizmu loma pri enakih vzorcih ogromne. Na vzorcih jekla s 3,5 in 5 % Ni opazimo ferit in Ni martenzit, medtem ko imajo vzorci z 9 % Ni še zaostali avstenit.

Za zaključek lahko rečem, da smo v obširni raziskovalni nalogi ugotovili glavne vplivne dejavnike na lastnosti Ni konstrukcijskega jekla.

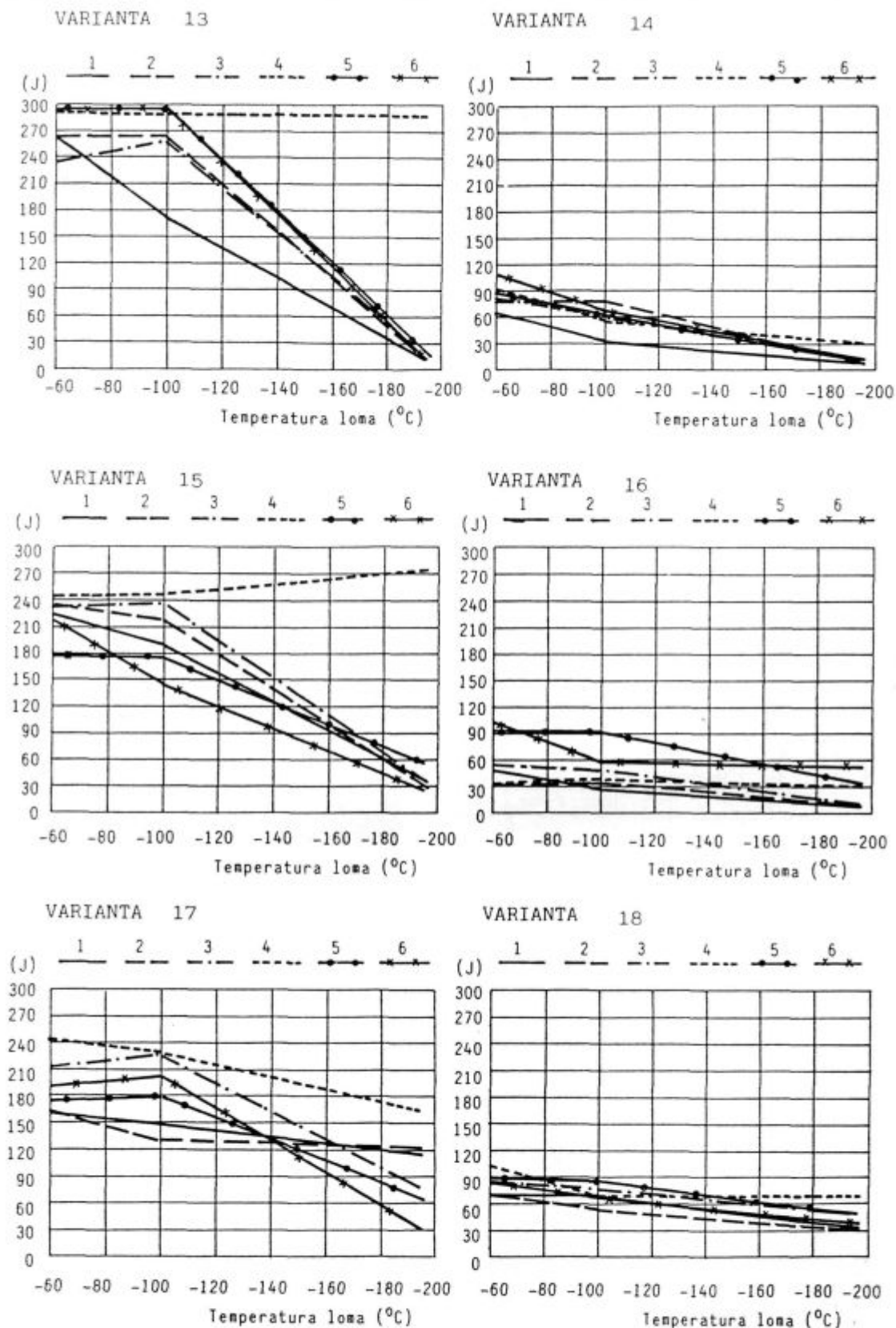
S primerno toplotno obdelavo in izbiro legirnih dodatkov nam je uspelo izdelati jeklo, ki bo vsebovalo samo 3,5 % Ni namesto 9. To pomeni bistven prihranek pri legurah in znižanje cene jekla.

¹⁾ Slavko Ažman, dipl. ing. met., SŽ — Železarna Jesenice



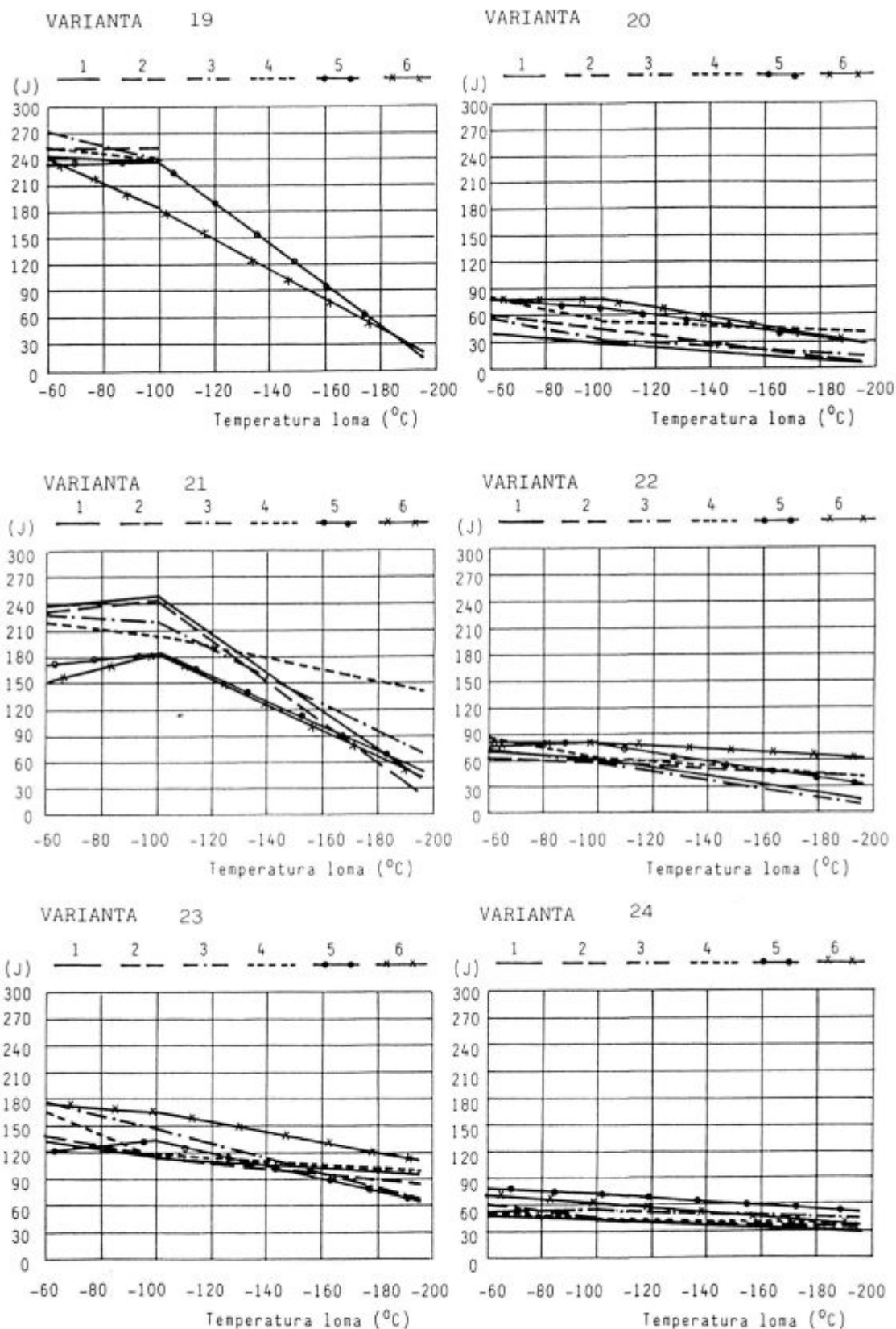
Slika 1

Žilavost osnovnih jekel:
 s 3,5 % Ni — varianti 1, 2
 s 5,0 % Ni — varianti 3, 4
 z 9,0 % Ni — varianti 5, 6



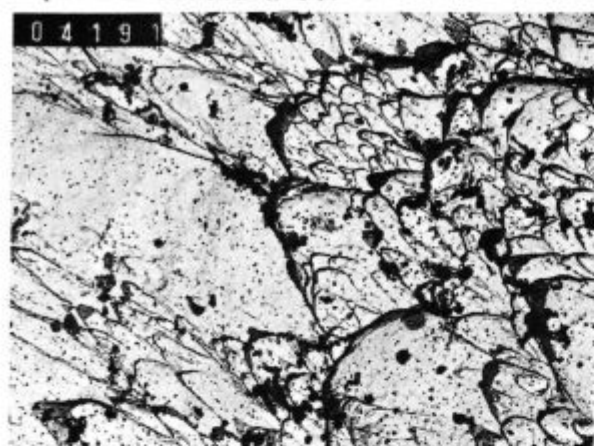
Slika 2

Žilavost jekel z dodatkom V:
 3,5 % Ni — varianti 13, 14
 5,0 % Ni — varianti 15, 16
 9,0 % Ni — varianti 17, 18



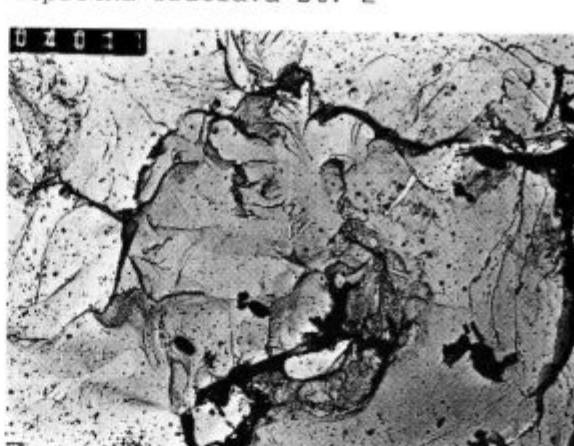
Slika 3
 Žilavost jekla z dodatkom V in Mo
 3,5 % Ni — varianti 19, 20
 5,0 % Ni — varianti 21, 22
 9,0 % Ni — varianti 23, 24

Toplotna obdelava št. 4

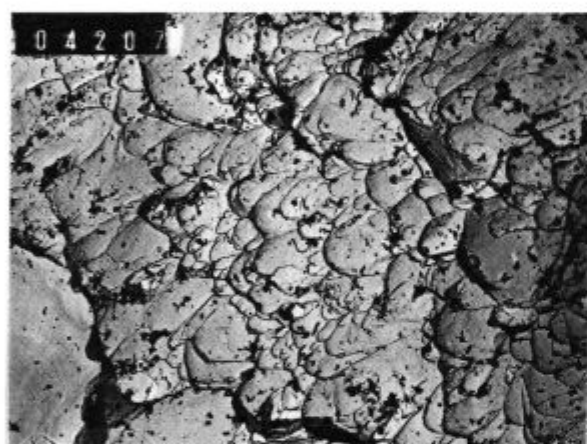


3.5 % Ni - pov. 5900 X

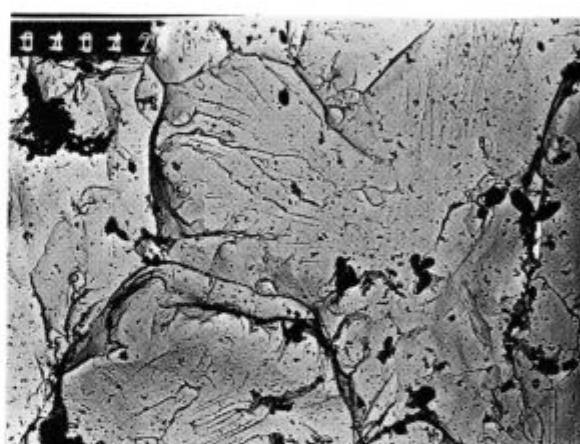
Toplotna obdelava št. 2



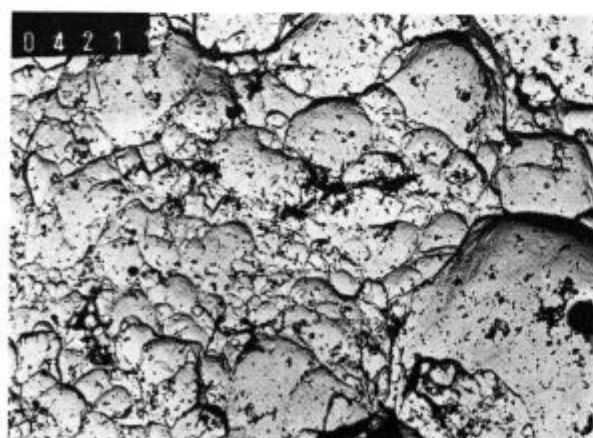
3.5 % Ni - pov. 5900 X



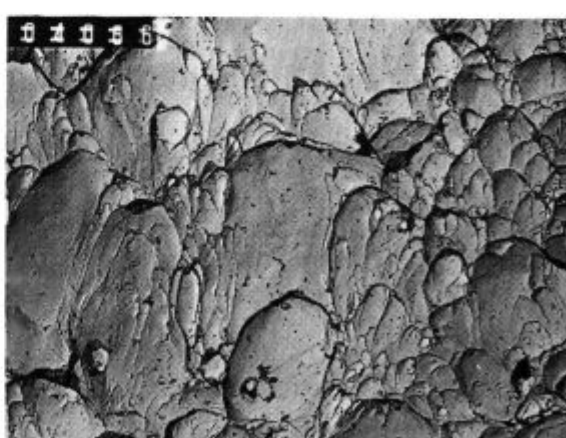
5 % Ni - pov. 5900 X



5 % Ni - pov. 5900 X



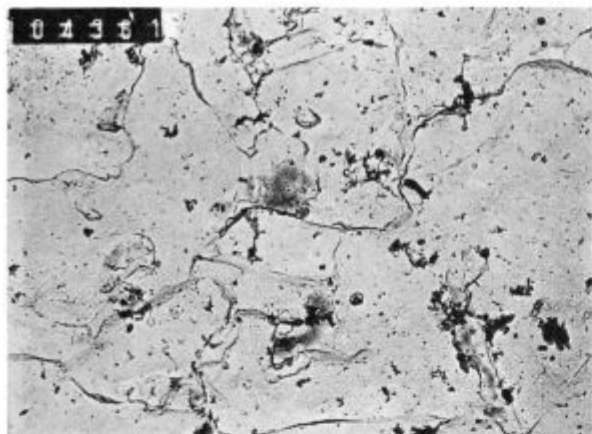
9 % Ni - pov. 5900 X



9 % Ni - pov. 5900 X

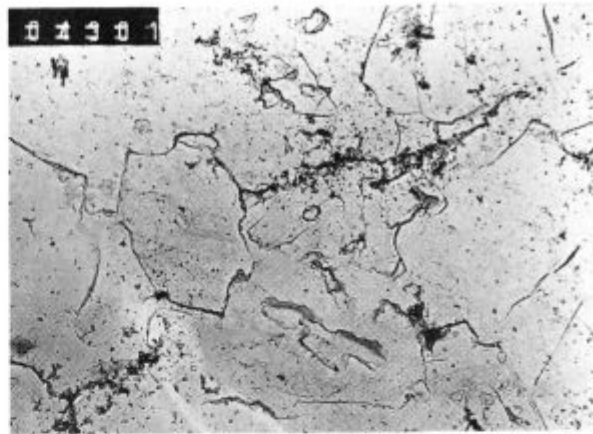
Slika 4
Lomi pri -196°C

Toplotna obdelava št. 4

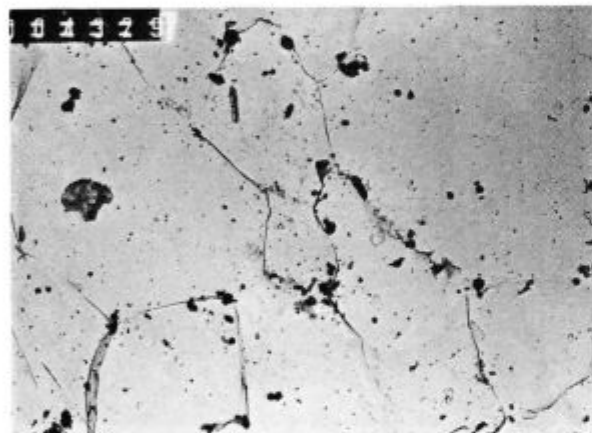


3.5 % Ni - pov. 7500 X

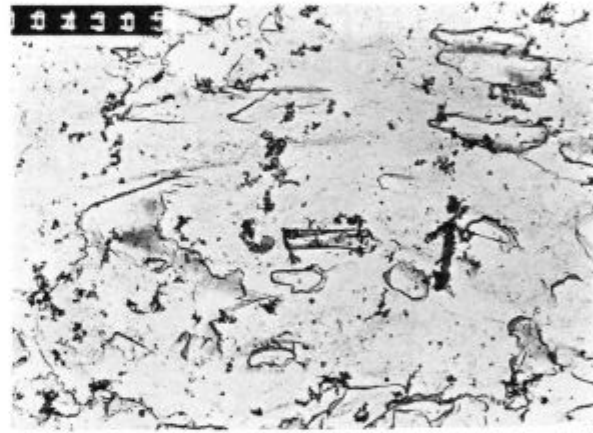
Toplotna obdelava št. 2



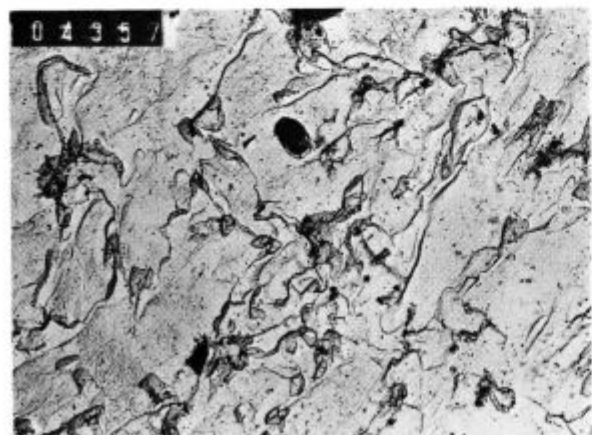
3.5 % Ni - pov. 7500 X



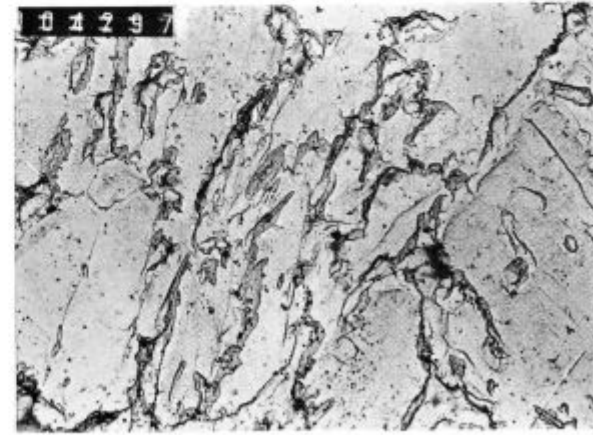
5 % Ni - pov. 7500 X



5 % Ni - pov. 7500 X



9 % Ni - pov. 7500 X



9 % Ni - pov. 7500 X

Slika 5
Mikrostrukture

POVZETEK

Pri razvoju domačega jekla z 9 % Ni smo prišli do določenih izkušenj, kako ob niklju na jeklo vplivajo različni dodatki ostalih legirnih elementov kot C, Mo in V.

Ekperimentalno delo nas je privedlo do naslednjih ugotovitev:

- Visok ogljik ima negativen vpliv na žilavost
- Nikelj vpliva pozitivno na žilavost
- Vpliv Mo in V je pozitiven vendar dokaj neznamenit
- Bistveno je važna toplotna obdelava.

Močno izstopa toplotna obdelava, ki vsebuje poboljšanje.

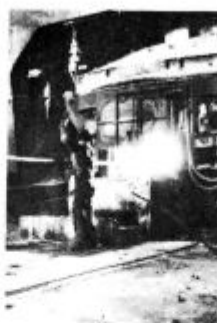
S primerno toplotno obdelavo in izbiro legirnih dodatkov smo uspeli izdelati jeklo, ki bo vsebovalo samo 3,5 % Ni namesto 9 %, kar pomeni znižanje cene jekla.

LITERATURA:

1. Petr Pahuta, Zdeňek Janik, Ludmila Hyspecka, Karel Maranec: Structure of 9 Ni and 9 NiMo Steels for Cryogenic Applications Transactions ISIJ, 26, 1986, 7, 649—654
2. J. Žvokelj: Malociklično utrujanje kovin, Metalurški inštitut, Ljubljana, 1982 (nal. 82—039)
3. J. R. Strife, D. E. Passoja: The Effect of Heat Treatment on Microstructure and Cryogenic Fracture, Properties of 5 Ni and 9 Ni Steel, Metall. Trans. A, 11 A, 1980, 1341—1359 A
4. Fu-Tian Zang, Yun Yi Guo: On the Structure of Ni 9 Steel and its Tensile Fracture Behavior, Steel Research, 60, 1989
5. Robert H. van der Jagt, Jenő Beyer: Thermal and Thermo-mechanical Treatment of 9 % Ni Steel, Arch. Eisenhüttenwes. 50, 1979, 389—393
6. Y. Nakamo, S. Suzuki, A. Kamada, K. Hirose: Crack Initiation and Arrest Characteristics of 9 % Ni Steels with Various Charpy V-notch Energy Values, Plenum Press, New York, 1982
7. J. Žvokelj: Jeklo za nizke temperature I: Prispevek k problemu popustne krhkosti 9 % Ni jekla, Metalurški inštitut, Ljubljana, 1966 (nal. 524/a)
8. J. Žvokelj: Jeklo za nizke temperature II: Možnost zamenjave niklja z manganom v 9 % Ni jeklu za nizke temperature, Metalurški inštitut, Ljubljana, 1967 (nal. 524/c)
9. J. Žvokelj: Popustna krhkost 9 % nikljevega jekla, Metalurški inštitut, Ljubljana

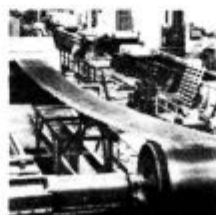
PRIKAZ

Izdelava jekel v elektro obločni peči, sekundarna rafinacija v vakuumski napravi, kontinuirno vlivanje jekla, vlivanje jekla v kokile, vlivanje odlitkov v livarni, valjanja gredic, slabov in predtrakov na valjalnem stroju bluming, valjanje žice in profilov, valjanje debele pločevine



PROIZVODNJE

Toplo valjanje trakov na valjalnem stroju (štekel), hladno vlečenje žice, hladno vlečenje profilov, hladno valjanje trakov, proizvodnja žeblicev, proizvodnja dodatnih materialov, izdelava hladno oblikovanih profilov, izdelava vratnih podbojev



SLOVENSKE
ŽELEZARNE



ŽELEZARNA JESENICE

64270 Jesenice, Cesta železarjev 8, telefon: (064) 81 231, 81 341, 81 441
teleks: 34526 ZELJSN, Jugoslavija, telegram: Železarna Jesenice



V proizvodnem programu so naslednji izdelki:

gredice, toplo valjana debela, srednja, in tanka pločevina, hladno valjana pločevina in trakovi, toplo valjana žica, hladno vlečena žica, hladno vlečeno, luščeno in brušeno paličasto jeklo, hladno oblikovani profili, kovinski vratni podboji, dodatni materiali za varjenje, žeblice, jekleni ulitki, tehnični plini

Poleg navedenih izdelkov pa nudimo tudi storitve:

valjanje v pločevino ali trak, vlečenje v žico ali paličasto jeklo, toplotne obdelave, raziskave oziroma meritve lastnosti jekla, računalniške obdelave, psihološke, sociološke in ekološke študije, tehnološki inženiring

Vpliv stopnje preoblikovanja na lastnosti verig

F. Legat¹

UVOD

Zaradi ekonomskih in tudi kvalitetnih prednosti se vedno večji delež jekla vlija po novih kontinuiranih postopkih. Z novimi investicijami v železarnah imamo predelovalci na razpolago vedno več konti jekla. Zaradi specifičnih lastnosti, ki izvirajo iz načina izdelave smo za uporabnost teh jekel pri verigah naredili nekaj posnetkov v proizvodnji.

Od kvalitetnih jekel za verige se zahteva poleg homogenosti in predpisanih mehanskih lastnosti v končnem stanju tudi določena velikost primarnih in sekundarnih zrn. Za afinacijo kristalnih zrn se pri naših jeklih uporablja aluminij. Lahko ga zamenja tudi niobij, ki še celo olajša vlijanje.

Zelo pomembna pa je za nas druga operacija: stopnja predelave. Stopnja deformacije je pri novem konti postopku bistveno manjša, kot pa če so gredice izvaljene iz konvencionalnega jekla, ulitega v ingote. Razlikovati pa moramo stopnjo preoblikovanja, ki je nujno potrebna za odpravo notranjih skritih napak, in stopnjo predelave, od katere so odvisne lastnosti jekla in njegova mikrostruktura.

V železarni Štore in železarni Jesenice nam že nekaj let izdelujejo konstrukcijska in mikrolegirana jekla za verige po konti postopku.

Lastnosti naših jekel, in še posebej izdelkov Verige, pa so dostikrat zelo različne. Vrednosti so v nenormalno širokih tolerancah. Prav zato smo začeli opazovati povezano končnih lastnosti izdelkov s stopnjo deformacije pri valjanju.

Poznano je, da ima konti jeklo v litem stanju določene značilnosti in nekatere od njih so vzrok za slabšo kvaliteto jekel. To so predvsem porozna sredina, notranje razpoke in tudi neugodna porazdelitev večjih nekovinskih vključkov. Omenjene napake pa se pri zadostni stopnji vroče predelave večinoma zavaljajo ali pa porazdelijo po preseku valjane palice, da ne vplivajo bistveno na uporabnost jekla. Na drugi strani pa stopnja preoblikovanja vpliva tudi na mikrostrukturo jekla. Minimalna stopnja preoblikovanja mora zagotoviti rekristalizirano mikrostrukturo jekla s potrebno velikostjo kristalnih zrn. Zadnje izkušnje pa so pokazale, da je za velikost kristalnih zrn pomembna predvsem stopnja preoblikovanja po zadnjem ogrevanju za valjanje, temperatura in hitrost ohlajanja narezanih palic takoj po valjanju.

1. PREISKAVA MED PROIZVODNJO:

Naše preiskave so tekle v dveh smereh:

— vpliv stopnje predelave na odpravo notranjih napak, ki imajo v našem primeru močan vpliv na vrednosti žilavostnih rezultatov;

— vpliv preoblikovanja po valjanju na velikost kristalnih zrn.

Zaradi lažje primerjave smo vzeli jeklo Č 8330 (St 52 V), ki se uporablja za sidrne verige tretje kvalitetne stopnje K 3 in za rudarske verige DIN 22252-I.

Če delamo sidrne verige kvalitetne stopnje K 3 po Germanskem Lloyd, morajo imeti v normaliziranem stanju naslednje lastnosti:

K 3	Rm N/mm ² min.	A ₅ % min.	Zu % min.	α _K J (0 ^o C) min.
	690	17	40	59

Za rudarske verige pa pride v poštev poboljšano stanje z lastnostmi, ki jih predpisuje DIN 22252-I, tako da so minimalne zahtevane vrednosti:

DIN 22252-I Natezni preizkus	Rm N/mm ² min.	A ₅ % min.	Zu % min.	α _K J min.
(palica)	900	12	45	40

Jeklo za sidrne verige je bilo izvaljano v železarni Štore, jeklo za rudarstvo pa v železarni Jesenice.

Ugotovitve so naslednje:

a) Za preizkus smo izbrali saržo konti jekla št. 26398, izdelano v železarni Štore.

Sarža je imela kemično sestavo:

C %	Si %	Mn %	P %	S %
0,24	0,30	1,25	0,014	0,009
Cr %	Ni %	Nb %	V %	Al %
0,16	0,22	0,030	0,11	0,018

Sarža je bila namenjena za žico Ø22 mm, za sidrno verigo Ø21 mm po GL, kvalitetna stopnja K 3. Izdelana je bila z vpihavanjem zrnatega CaSi.

Homogenost jekel smo preiskali v litem in valjanem stanju. Gredice, dimenzije 100 × 100 mm, so izvaljali po več vtikih na Ø22 mm.

Homogenost valjancev smo ugotavljali med valjanjem na vzorcih, ki smo jih vzeli po naslednji tabeli:

Vzorec	Dimenzija vtika	Stopnja predelave	Temperatura valjanca
1.	100 × 100 mm (gredica)	—	1200 ^o C
2.	44 × 44 mm (valjanec)	5.1	1060 ^o C
3.	30 × 30 mm (valjanec)	11.1	990 ^o C
4.	Ø22 mm (valjanec)	26.3	960 ^o C

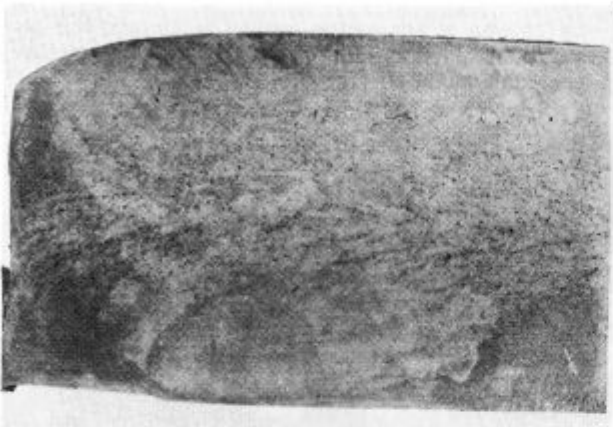
Ugotovljeno je bilo, da se že pri manjši vroči deformaciji 5.1 pri valjancu 44 × 44 mm zaprejo skoraj vse pore, lunckerji in razpoke, če površina sten ni oksidirana. Večje napake z oksidirano površino so bile le deloma zaprte. Dobili pa smo še ostanke centralne poroznosti in zalite vroče razpoke. Žilavostni vzorci iz sredine so bili močno onečiščeni z vključki.

Naš namen pa je bil ugotoviti velikost stopnje deformacije, ki bo dala po celem preseku toliko homogeno strukturo, da bodo raztezki, kontrakcije in predvsem žilavosti v mejah predpisanih zahtev registrov LR, ABS: . . . V našem primeru pomeni to min. 49 J v poboljš-

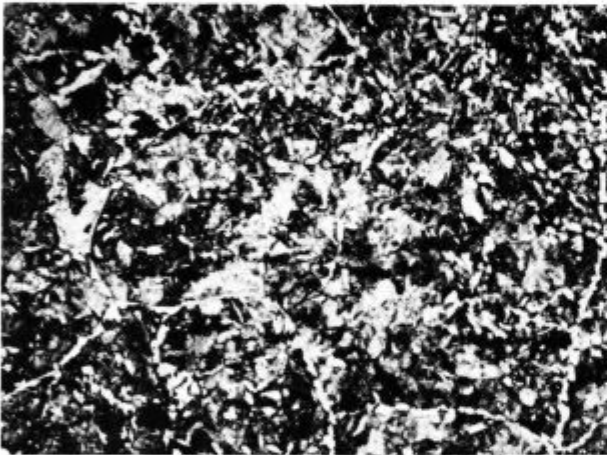
¹ Franc Legat, dipl. ing. met., SŽ — Veriga Lesce

šanem stanju za rudarske verige pri min. trdnosti 900 N/mm² ali 59 J v normaliziranem stanju za sidrne verige K 3 pri min. trdnosti 690 N/mm².

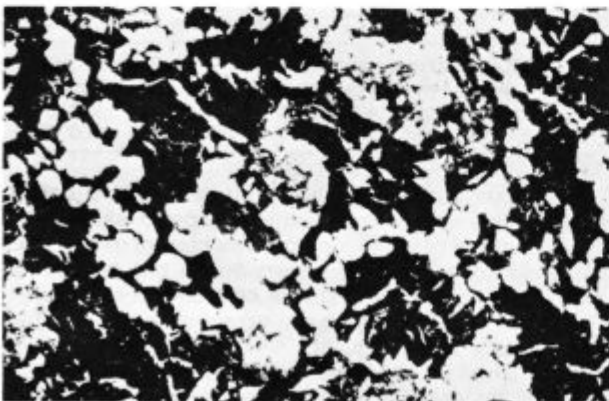
Posebno močne razlike so nastajale med površino in sredino valjanca. Za boljšo ponazoritev dodajam mikroposnetke obeh lokacij za vse naše vzorce.



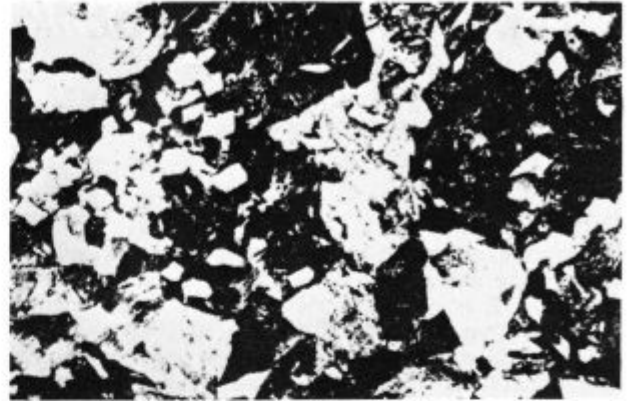
Slika 1
Makrojedkani vzdolžni presek gredice 100 x 100 mm



Slika 2
Vzdolžni presek gredice 100 x 100 mm, mikroposnetek pri povečavi x 40; velikost sekundarnega zrna po ASTM: 2

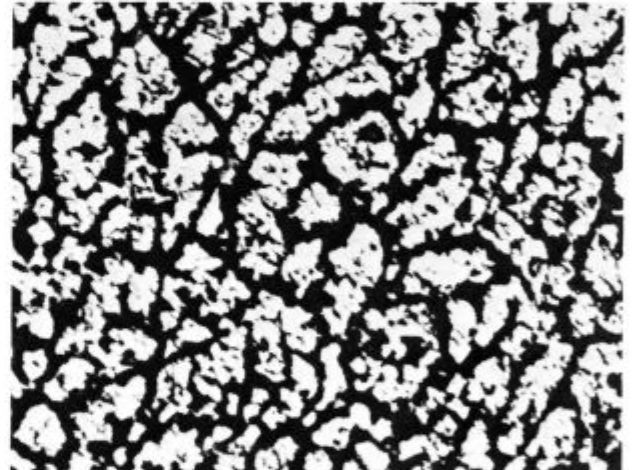


Slika 3
Prečni presek gredice 100 x 100 mm; sekundarno zрно po ASTM: 5; povečava x 100

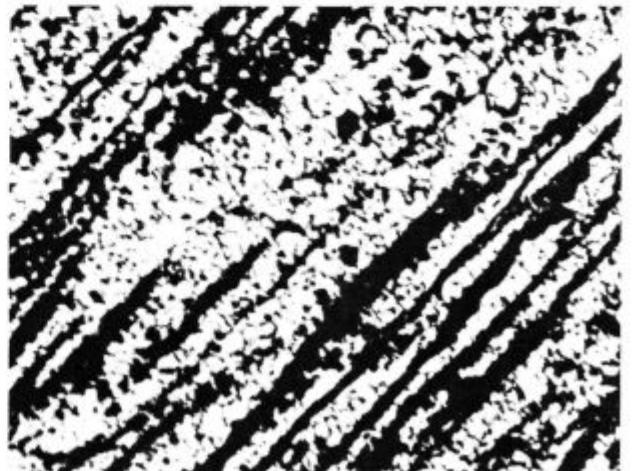


Slika 4
Vzdolžni presek gredice 100 x 100 mm; sekundarno zрно po ASTM: 2; povečava x 100

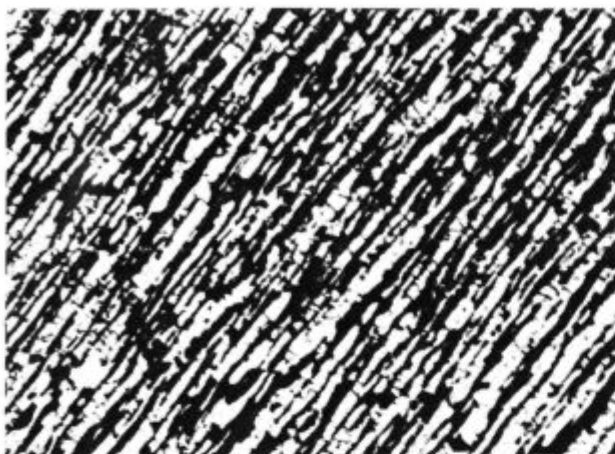
Mikroposnetki pri dimenziji 44 x 44 mm.



Slika 5
Osnovna struktura novega valjanca 44 x 44 mm; sekundarno zрно po ASTM: 6; povečava x 100



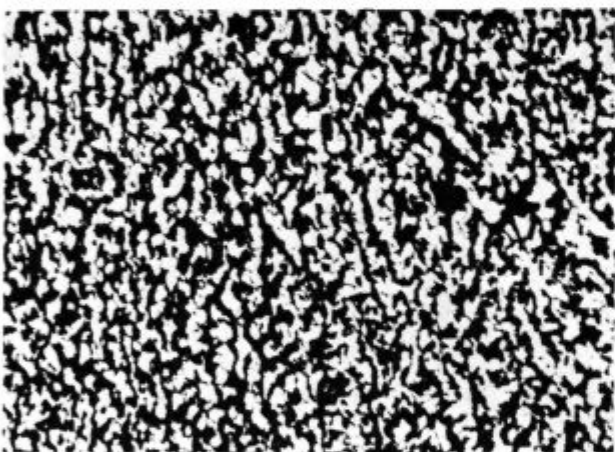
Slika 6
Posnetek trakavosti v jedru pri povečavi x 100; valjanec 44 x 44 mm



Slika 7

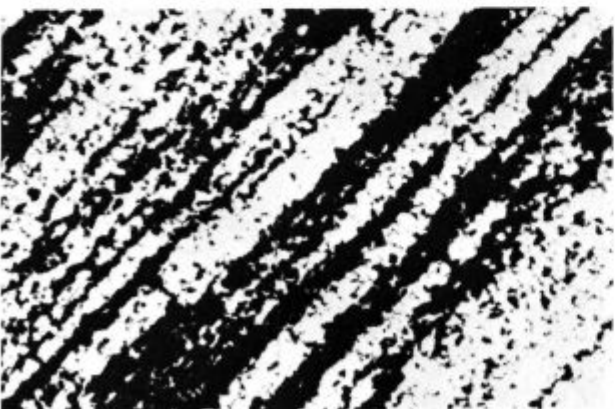
Posnetek trakavosti tik ob robu valjanca 44 x 44 mm; povečava x 100

Pri valjancu 30 x 30 mm smo zopet vzeli posnetke struktur jedra in površine.



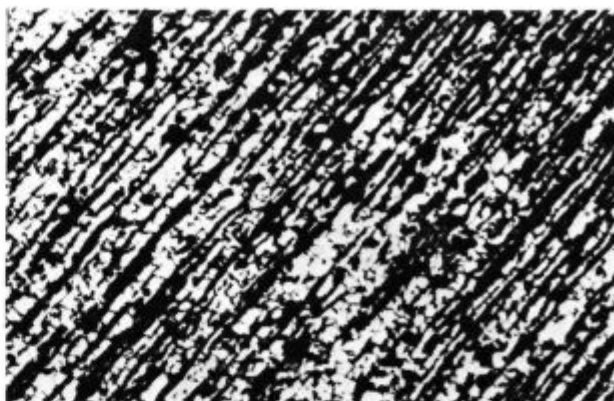
Slika 8

Osnovna struktura valjanca 30 x 30 mm; sekundarno zrno po ASTM: 7; povečava x 100



Slika 9

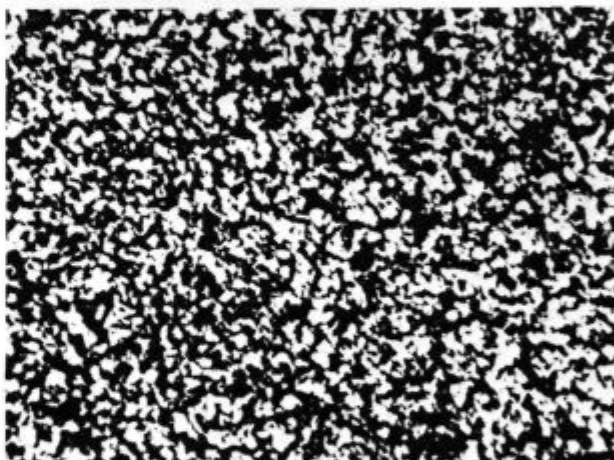
Trakavost jedra pri valjancu 30 x 30 mm;



Slika 10

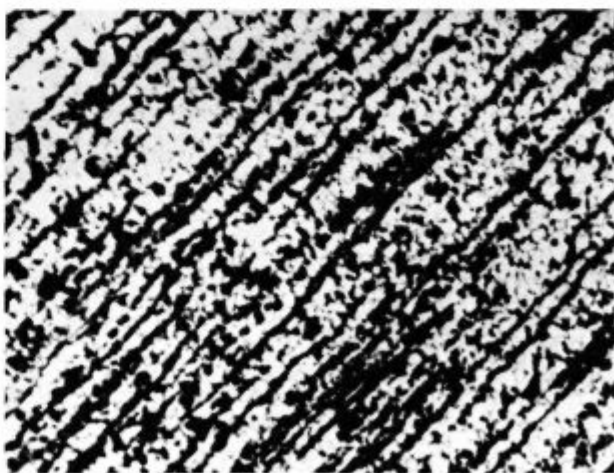
Trakavost ob robu valjanca 30 x 30 mm; povečava x 100

Šele pri zadnji dimenziji pride do precejšnjega izenačenja, kar se tiče trakavosti. Tudi vrednosti pri žilavosti so dosti bolj enakomerne.



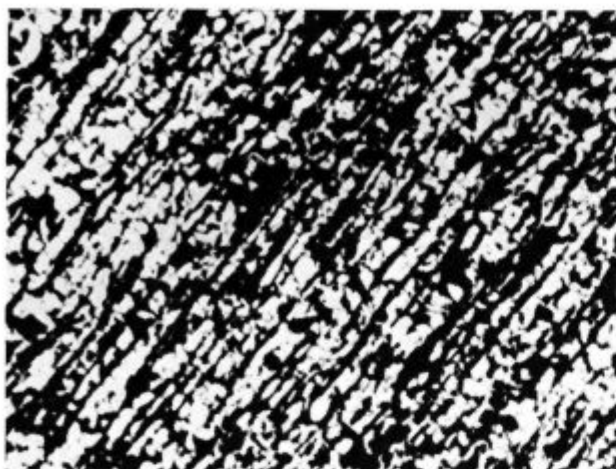
Slika 11

Osnovna struktura Ø22 mm kot končnega valjanca; sekundarno zrno po ASTM: 6-7; povečava x 100



Slika 12

Trakavost jedra Ø22 mm; povečava x 100



Slika 13

Trakavost tik ob robu Ø22 mm; povečava × 100

Zbrana tabela metalografskih preiskav:

Dimenzija	Sek. zrno	Avst. zrno	Osnovna struktura	Trdota HB
100 × 100 mm prečno	5	7–8	50 % P/50 % F	285, 285
100 × 100 mm vzdolžno	2	6–7	—	285, 285
44 × 44 mm vzdolžno	6	8	40 % P/60 % F	219, 229
30 × 30 mm vzdolžno	7	8	40 % P/60 % F	215, 211
Ø 22 mm vzdolžno	6–7	7–8	40 % P/60 % F	228, 234

Tabela mehanskih lastnosti:

Stanje jekla, normalizirano 870–880°C, hlajenje na mirujočem zraku.

Dimenzija	Re N/mm ²	Rm N/mm ²	A ₅ %	Z _u %	α _K J 0°C
44 × 44 mm	510	675	22,7	54	52
	510	665	24,5	56	61
30 × 30 mm	514	673	24,9	55	54
	516	677	24,2	57	60
Ø 22 mm	520	674	24,6	57,5	58
	525	678	27,0	58	63

Mehanske in predvsem metalografske preiskave dokazujejo, da so vrednosti najbolj ugodne prav pri dimenziji Ø22 mm, ki ima zelo veliko stopnjo predelave: 26,3:1.

b) Prav podoben preizkus pa smo naredili iz jekla, izdelanega v železarni Jesenice.

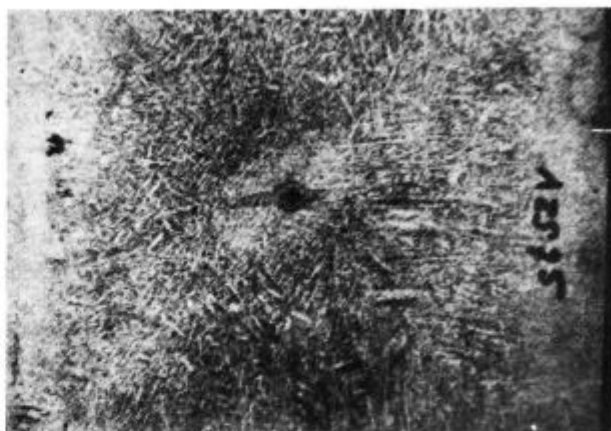
Startna gredica je imela dimenzijo 135 × 135 mm. Tudi to jeklo je bilo Č 8330 (St. 52 V) in je imelo naslednjo kemično sestavo:

C %	Si %	Mn %	P %	S %
0,23	0,27	1,43	0,012	0,008
Cr %	Ni %	Nb %	V %	Al %
0,23	0,28	0,030	0,10	0,027

Končna dimenzija je bila Ø18 mm debela valjana žica, navita v kolobarje. Po valjanju je bila očiščena in vlečena na Ø16,2 mm, kar je tudi končna dimenzija za rudarske verige Ø16 mm po DIN 22252-I. stopnje.

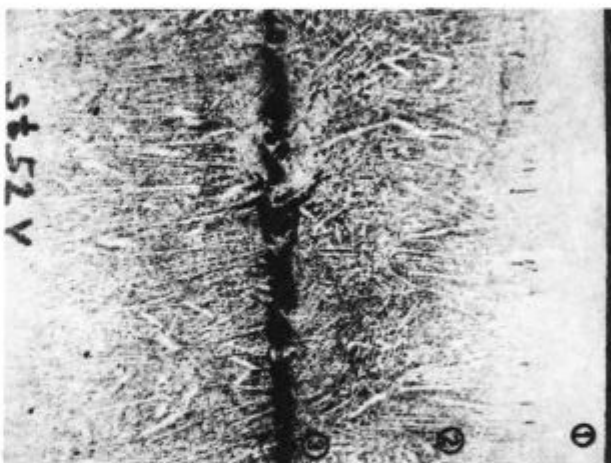
Ugotavljali smo strukturo na več dimenzijah, in sicer: 135 × 135 mm 53 × 53 mm 20 × 20 mm

Zaradi vse ostrejših zahtev glede izdelkov smo hoteli vedeti, kako se spreminja struktura z deformacijo po celem preseku. Zato smo analizirali strukturo na treh točkah vsakega novega profila: površino, četrtino in sredino valjanca.



Slika 14

Prva slika nam daje prečni prerez gredice 135 × 135 mm



Slika 15

Na drugi sliki imamo vzdolžni prerez z označenimi točkami strukturnih preiskav (1.2.3.)

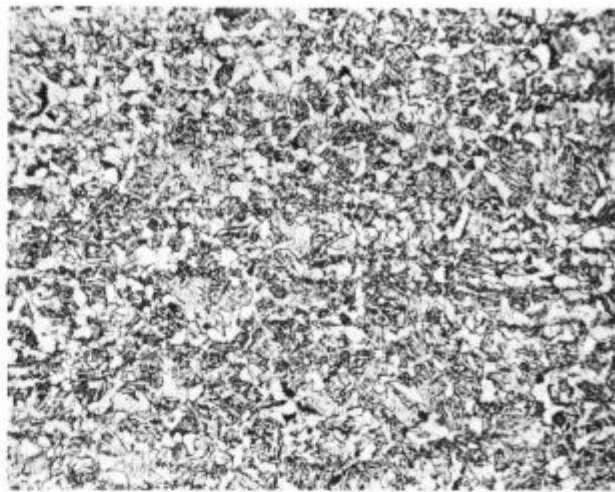


Slika 16

Mikrostruktura gredice 135 × 135 mm, točka 1; povečava × 100



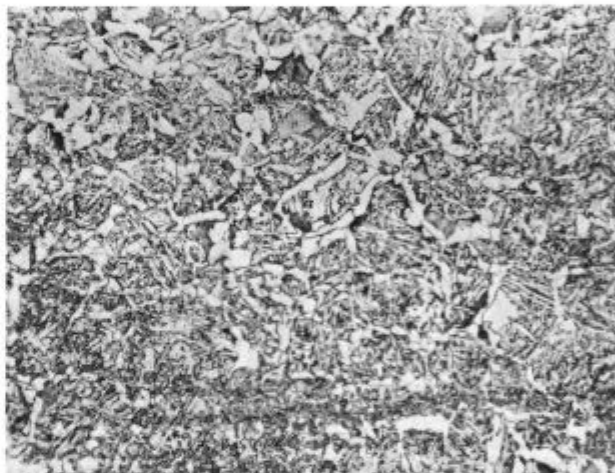
Slika 17
Mikrostruktura gredice 135 x 135 mm, točka 2; povečava x 100



Slika 20
Mikroposnetek označene točke 1. valjanca 53 x 53 mm; povečava x 100

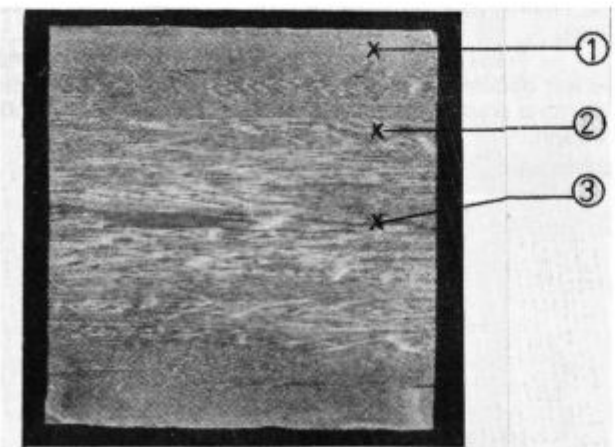


Slika 18
Mikrostruktura gredice 135 x 135 mm, točka 3; povečava x 100

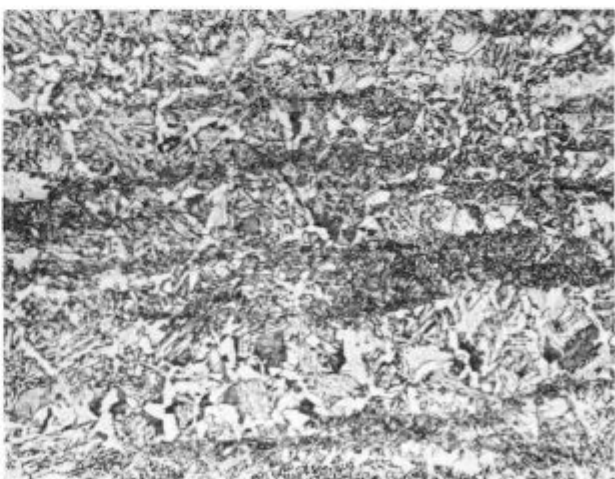


Slika 21
Mikroposnetek, točke 2 valjanca 53 x 53 mm; povečava x 100

Naslednji profil, ki smo ga preiskovali, je bil kvadrat 53 x 53 mm.

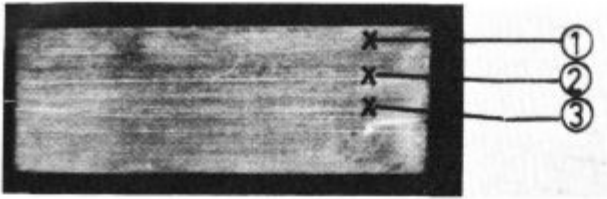


Slika 19
Vzdolžni prerez valjanca 53 x 53 mm, zopet makroposnetek, jedkan z oznakami št. 1, 2 in 3

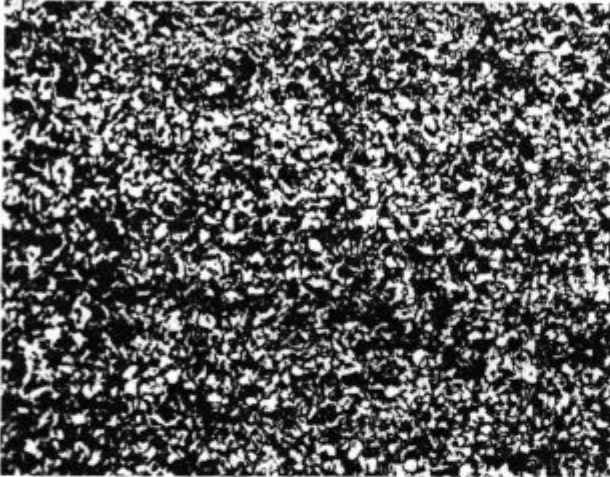


Slika 22
Mikroposnetek, točke 3 istega valjanca nam kaže strukturo v sredini; povečava x 100

Zadnji valjanec, ki smo ga analizirali pri naši preiskavi, je bil kvadrat 20 x 20 mm.

**Slika 23**

Vzдолžni prerez valjanca 20 x 20 mm, jedkan kot makroposnetek; tudi ta ima označene kontrolne točke 1, 2 in 3

**Slika 24**

Mikroposnetek, točke 1 pri valjancu 20 x 20 mm; povečava x 100

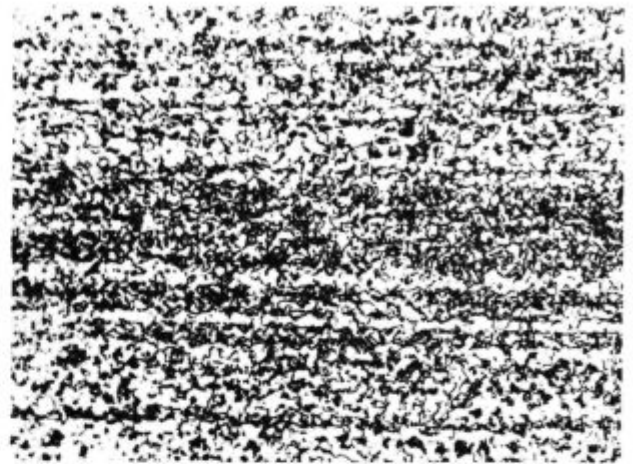
Tudi natezne preizkušance smo odrezali pri vsakem valjancu, ki smo ga preizkušali. Same vrednosti pri mehanskih lastnostih niso kazale prevelikih razlik, razen žilavosti. Ta žilavost pa močno niha in je dostikrat zaradi napak vključkov, razpok, izcej in raznih plinskih mehurčkov pod predpisano mejo. Pojavljajo se tudi močni feritni otoki. Razlika vrednosti pri žilavosti pa se precej zmanjšuje tudi s stopnjo deformacije pri valjanju.

Dokaj boljše vrednosti pa dobivamo v poboljšanem stanju, seveda, če ni že zgoraj omenjenih napak.

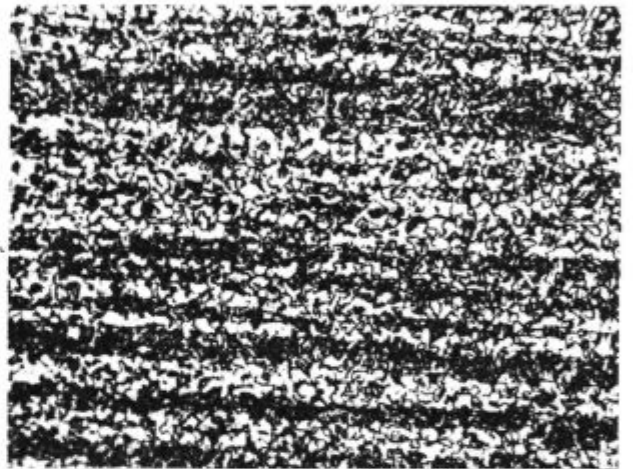
2. ZAKLJUČEK:

— Deformacija pri valjanju naj bo za normalizirano izvedbo izdelkov čim večja, vsaj 15:1.

— Temperatura zadnjega valjanja naj bo čim bližje območju 880—900°C, po možnosti pod 900°C.

**Slika 25**

Mikroposnetek, točke 2; povečava x 100

**Slika 26**

Mikroposnetek, točke 3 na valjancu 20 x 20 mm; povečava x 100

— Stopnja redukcije vpliva tudi na mikrostrukturo toplotno obdelanega jekla. Dokaj dobre vrednosti v poboljšanem stanju smo dobili pri rudarskih verigah tudi pri premeru Ø26 mm in Ø30 mm. Pri redukciji 9:1 so bili rezultati in tudi struktura že enaki klasičnemu valjanemu jeklu.

— Preseneča pa povečana količina notranjih napak, ki kar občutno vplivajo na kvaliteto izdelkov, pojavlja se porozna sredina in radialne razpoke. Napake rastejo tudi v varih.

Povzetki predavanj XL. Posveta o metalurgiji in kovinskih gradivih



Program XL. Posveta o metalurgiji in kovinskih gradivih (oktober, 1989)*

Četrtek 5. oktober 1989:

8.30—8.45 Otvoritev Posveta in pozdrav udeležencem

8.45—10.15 Splošna problematika

RAZPRAVO VODI J. RODIČ

1. D. Burnik, SOZD Slovenske železarne Ljubljana
RAZVOJNO RAZISKOVALNO DELO V FUNKCII POSLOVODNE STRATEGIJE RAZVOJA SLOVENSKE METALURGIJE
DEVELOPMENT AND RESEARCH WORK IN FUNCTION OF MANAGEMENT STRATEGY OF DEVELOPMENT OF SLOVENIAN METALLURGY
2. A. Razingar, MERKUR Kranj
ORGANIZACIJA GOSPODARJENJA Z ZALOGAMI METALURŠKIH PROIZVODOV V POGOJIH POVEČANE NESTABILNOSTI OKOLJA
DECISION SYSTEM FOR INVENTORY MANAGEMENT IN COMPLEX ECONOMIC CONDITIONS
3. I. Požnenel in S. Vehovar, IMPOL Slovenska Bistrica
MODERNIZACIJA LIVARNE V DO IMPOL
MODERNISATION OF THE FOUNDRY IN IMPOL ALUMINIUM COMPAN:
4. J. Kert, SŽ-Železarna Ravne
PROBLEMATIKA POSEBNIH ODPADKOV V SOZD SŽ
PROBLEMATIC OF SPECIAL WASTES IN SLOVENIAN STEELWORKS
5. M. Cenčič¹ in L. Puklavec²,
¹TGA Kidričevo in ²Mariborska livarna Maribor
PROBLEMATIKA POSEBNIH ODPADKOV IZ METALURŠKIH TEHNOLOGIJ
PROBLEMATIC OF SPECIAL WASTES FROM METALLURGICAL TECHNOLOGIES

10.15—10.35 Odmor

10.35—12.05 Jeklarska tehnologija

RAZPRAVO VODI M. GABROVŠEK

6. G. Manojlović¹ in F. Vodopivec²,
¹SŽ-Železarna Štore, ²SŽ-MI Ljubljana
VPLIV ELEKTROMAGNETNEGA MEŠANJA JEKLA NA MAKROSTRUKTURE STRJEVANJA KONTI ODLITIH GREDEC
INFLUENCE OF ELECTROMAGNETIC STIRRING ON SOLIDIFICATION STRUCTURE OF CONTINUOUS CAST BILLETS
7. J. Triplat, SZ-Železarna Jesenice
NEKATERE ZNAČILNOSTI OZ. SPECIFIČNOSTI PRI IZDELAVI JEKEL ZA ELEKTROPLOČEVINE V ŽELEZARNI JESENICE
SOME CHARACTERISTICS IN THE TECHNOLOGY OF PRODUCTION OF STEELS FOR ELECTRICAL SHEETS IN STEELWORK JESENICE
8. A. Šteblaj, SŽ-Železarna Jesenice
UPORABA S CaAl POLNJENE ŽICE PRI IZDELAVI JEKEL ZA HLADNO MASIVNO PREOBLIKOVANJE
USE OF CaAl CORD WIRE FOR THE PRODUCTION OF COLD HEADING STEELS
9. F. Grešovnik in J. Šegel, SŽ-Železarna Ravne
OPTIMALNA VERJETNOSTNA PORAZDELITEV VSEBNOŠTI ELEMENTA PO DVAKRATNEM LEGIRANJU
OPTIMAL PROBABILITY OF DISTRIBUTION FOR THE CONTENT OF ELEMENTS AFTER SECOND ALLOYING

10. L. Vasković¹, N. Dukič¹, R. Bakračević¹, M. Pavše² in V. Štifter² ¹Institut za vatrostalne materiale »Magnohrom« Kraljevo, ²SŽ-Železarna Ravne
PROIZVODNJA I PRIMENA VATROSTALNOG GASOPROPUSTLJIVOG BLOKA ZA PRODUVAVANJE ČELIKA INERTNIM GASOM
MANUFACTURE AND USE OF POROUS PLUG FOR INERT GAS BUBBLING OF MOLTEN STEEL

12.05—13.00 Barvasta metalurgija

RAZPRAVO VODI L. PUKLAVEC

11. D. Križman in A. Križman, Tehniška fakulteta Maribor
NUMERIČNO SIMULIRANJE POGOJEV PRI KONTINUIRANEM LITJU
NUMERICAL SIMULATION OF CONDITIONS AT THE CONTINUOUSCASTING
12. B. Breskvar¹, I. Banič² in V. Rajher³
¹SŽ-MI Ljubljana, ²TGA Kidričevo, ³Unial Maribor
ČIŠČENJE ALUMINIJA S FRAKCIONIRANO KRISTALIZACIJO
PURIFICATION OF ALUMINIUM BY FRACTIONAL SOLIDIFICATION.
13. A. Klemenčič¹, A. Križman² in P. Leš²
¹Mariborska livarna Maribor, ²Tehniška fakulteta Maribor
RAZVOJ HLADNEGA PREOBLIKOVANJA ELEKTRODNIH KONIC IZ ZLITINE Cu-Cr-Zr
DEVELOPMENT OF COLD DEFORMATION OF ELECTRODES POINTS FROM THE CuCrZr ALLOY

16.00—17.15 Novi metalurški proizvodi

RAZPRAVO VODI M. ŠVAJGER

14. S. Ažman, SŽ-Železarna Jesenice
NIKLEVA KONSTRUKCIJSKA JEKLA ZA NIZKE TEMPERATURE
NICKEL STRUCTURAL STEELS FOR USE AT LOW TEMPERATURE
15. H. Ploštajner¹, G. Manojlović¹ in F. Vodopivec², ¹SŽ-Železarna Štore, ²SŽ-MI Ljubljana
OSVAJANJE JEKLA ZA PERLITNO KOVANJE V UTOPIH (JEKLO ZA OJNICE)
DEVELOPMENT OF MICROALLOYED MEDIUM CARBON STEEL FOR CONTROLLED FORGING (SHAFT STEEL)
16. F. Marinšek¹ in F. Vodopivec²
¹SŽ-Železarna Jesenice in ²SŽ-MI Ljubljana
PRIMERJAVA KLASIČNO IN KONTI LITIH JEKEL ZA NEO-ORIENTIRANE ELEKTRO PLOČEVINE
COMPARISON OF INGOT AND CONTINUOUS CAST STEELS FOR NON ORIENTED ELECTRICAL SHEETS
17. B. Šuštaršič in F. Vodopivec, SŽ-MI Ljubljana
IZDELAVA KOVINSKIH PRAHOV V VODNO ATOMIZACIJO
METAL POWDER PRODUCTION BY WATER ATOMISATION
18. C. Gorišek¹, Z. Veber¹, F. Mlakar¹ in V. Uršič², ¹SŽ-Železarna Štore in ²SŽ-MI Ljubljana
NOVE KVALITETE LEGIRANE NODULARNE LITINE
NEW TYPES OFF SPHEROIDAL CAST IRON

* — Organiziran 5. in 6. oktobra, 1989 v Portorožu

— Povzetki Posvetovanja objavljeni v Železarskem zborniku 24, 1990, 2, s 119—127.

— Raziskovalna dela so v celotni ali skrajšani obliki objavljena v Zborniku o XXIX. Posvetu o metalurgiji in kovinskih gradivih, Ljubljana, Slovenske Železarne; Metalurški inštitut v Ljubljani, 1989

17.15—18.30 Deformacija in predelava jekla**RAZPRAVO VODI S. AŽMAN**

19. R. Turk in J. Baudaž, FNT, VTOZD Montanistika Ljubljana
SIMULACIJA TERMOMEHANSKIH METALURŠKIH STANJ
V PREOBLIKOVALNI TEHNIKI
SIMULATION OF THERMAL-MECHANICAL METALLURGI-
CAL SITUATIONS IN TECHNOLOGY OF PLASTICITY
20. F. Kaučič¹, F. Haller¹, A. Škatarov¹ in A. Smiljanič²;
¹SŽ-Železarna Štore, ²Rade Končar Zagreb
PROCESNO VODENJE PLASTIČNE PREDELAVE JEKLA
COMPUTER CONTROL OF PLASTIC STEEL PROCESSING
21. J. Žvokelj¹ in F. Legat²,
¹SŽ-MI Ljubljana, ²SŽ-Veriga Lesce
UPOGIBANJE VERIŽNIH ČLENOV V HLADNEM
COLD BENDING OF CHAIN LINKS
22. B. Ule¹, K. Kuzman², M. Lovrečič¹ in M. Grašič
¹SŽ-MI Ljubljana, ²Strojna Fakulteta Ljubljana
UPORABA NATEZNEGA PREIZKUSA ZA DOLOČEVANJE
PREOBLIKOVALNOSTI ŽICE
USE OF TENSILE TEST FOR THE DETERMINATION OF WI-
RE PLASTICITY
23. V. Leskovšek¹, B. Ule¹, A. Rodič¹, D. Lazar² in M. Pogačnik²
¹SŽ-MI Ljubljana, ²SŽ Plamen Kropa
OPTIMIRANJE TOPLOTNE OBDELAVE REZILNIH ORODIJ
OPTIMISED HEAT TREATMENT OF CUTTING DIES

Petek 6. oktober 1989:**8.00—9.15** Varjenje in lotanje
RAZPRAVO VODI L. KOČEC

24. D. Kmetič¹, V. Leskovšek¹, F. Vodopivec¹ in J. Gnamuš²,
¹SŽ-MI Ljubljana, ²SŽ-Železarna Ravne
VISOKOTEMPERATURNO SPAJKANJE Z ISTOČASNO TO-
PLOTNO OBDELAVO V VAKUUMSKI PEČI
HIGH TEMPERATURE BRAZING WITH SIMULTANEOUS
HEAT TREATMENT IN VACUUM FURNACE

25. G. Rihar¹, J. Gnamuš², F. Legat³ in D. Kmetič⁴, ¹Inštitut za
varilstvo Ljubljana, ²SŽ-Železarna Ravne, ³SŽ-Veriga Lesce
in ⁴SŽ-MI Ljubljana
RAZVOJ ORODIJ NA OSNOVI SPOJA DVEH JEKEL
DEVELOPMENT OF TOOLS BY MEANS OF JOINING OF
TWO STEELS
26. M. Velikonja in I. Limpel, Inštitut za varilstvo Ljubljana
VISOKOTEMPERATURNO SPAJKANJE INCONELA V VA-
KUUMU
HIGH TEMPERATURE BRAZING OF AN INCONEL ALLOY
IN VACUUM
27. R. Kejžar, ZRMK Ljubljana
IZDELAVA ORODIJ Z NAVARJANJEM
THE MANUFACTURE OF TOOLS BY WELDING DEPOSITI-
ON
28. J. Vojvodič-Gvardančič, Inštitut za metalne konstrukcije,
Ljubljana
TRAČNO NAVARJANJE TLAČNIH POSOD IZDELANIH IZ
DROBNOZRNATEGA MIKROLEGIRANEGA JEKLA NIO-
MOL 490.
STRIP WELDING DEPOSITION ON PRESSURE WESSELS
FROM FINE GRAINED STRUCTURAL MICROALLOYED
STRUCTURAL STEEL

9.15—9.35 Odmor**9.35—10.45** Ogljed posterjev in razprava o njih**RAZPRAVO VODI F. VODOPIVEC****10.45—12.30** Predstavitev predlogov za raziskave v letu
1990 in razprava

V imenu organov, ki so pripravili predloge za raziskovalne
naloge poročajo F. Pavlin, V. Prešern, A. Paulin, M. Torkar,
F. Vodopivec, T. Kolenko, B. Breskvar, V. Uršič, A. Osojnik
in J. Kert

12.30—13.00 Sprejem sklepov in zaključek posveta

Povzetki:

1. Razvojno raziskovalno delo v funkciji poslovalne strategije razvoja slovenske metalurgije

Development and research work in Function of Management Strategy of Development of Slovenian Metallurgy

D. Burnik,
SOZD Slovenske železarne Ljubljana

V uvodnem predavanju na letošnjem posvetovanju metalurgov v Portorožu naj bi bili predstavljeni najpomembnejši dosežki razvojnoraziskovalnega dela v slovenski črni in barvni metalurgiji ter livarstvu v zadnjih dveh do treh letih.

Raziskovalno delo bo prikazano s primeri uspešno zaključeni nalog pri uvajanju novih najsodobnejših tehnoloških procesov v proizvodnji naših obratov ter osvajanje novih materialov in proizvodov z vidika njihovega ekonomskega in tržnega vrednotenja. Posebej bodo izpostavljeni dosežki, ki so pomembno vplivali na zmanjšanje specifične porabe raznih materialnih stroškov in energije.

Za jeklarsko področje v Slovenskih železarnah bodo posebej prikazani končni izsledki študije firme Mc Kinsey Düsseldorf »Krepitev donosnosti in zagotovitev svetovne konkurenčne sposobnosti«. Ta del bo posebej argumentiran z vidika tehnološkega stanja in pravičnih usmeritev nadaljnjega razvoja jeklarske tehnologije in jeklarskega tržnega asortimana Slovenskih železarn. Primerjani bodo tehnološki in drugi parametri najuspešnejših konkurentov jeklarskih proizvajalcev in razmišljanja o razvojni strategiji jekla v Evropski gospodarski skupnosti. S tega aspekta bo podana ocena doseganja naravnosti razvoja raziskovalnega dela na jeklarskem področju ter potrebne usmeritve v bodočem raziskovalnem delu.

Predlagano predavanje ima dodatni pomen v pritegnitvi poslovalnih delavcev k obravnavi raziskovalnih dosežkov ter skupnem načrtovanju raziskovalne strategije za bodoči razvoj. Nenazadnje bi to predavanje, oziroma bistvene ugotovitve naših razvojnoraziskovalnih dosežkov, bilo potrebno posredovati v ustrezni obliki širši javnosti.

2. Organizacija gospodarjenja z zalogami metalurških proizvodov v pogojih povečane nestabilnosti okolja

Decision system for Inventory Management in Complex Economic Conditions

A. Razinger
MERKUR Kranj

V pogojih povečane nestabilnosti okolja je strošek držanja zalog odločilen dejavnik uspešnega poslovanja. Minimizacijo stroškov držanja zalog je mogoče doseči tako, da skrajšamo čas vezave sredstev v zalogah ali/in da vežemo manjši obseg kapitala. Prva možnost terja skrajševanje pretočnega časa, druga pa minimalno vlaganje v obseg zalog. Stihijsko povečevanje koeficienta obračanja zalog pelje le k zavestnemu slabšanju poslovnih odnosov z dobavitelji in kupci, saj terja omejeno nabavo in slabi ponudbo.

V predloženem prispevku se omejujemo na proučevanje osnovnih zakonitosti gospodarjenja z zalogami v trgovskih poslih s proizvodi črne metalurgije. Prav organizacija gospodarjenja z zalogami je v tem primeru najbolj izpostavljen element dela, saj so dobave proučevanega sortimenta zelo velike, potrošnja pa je s stališča trgovine vedno bolj razdrobljena. Upoštevajoč neustrezen družbeni tretman trgovine, ki se kaže v nesorazmerno nizko odmerjenem deležu za kritje stroškov v prometu s proizvodi črne metalurgije, so zahteve po obračanju zalog zelo visoke.

Analične raziskave, ki dajejo smernice za čim bolj smoterno gospodarjenje z zalogami, so zasnovane interdisciplinarno in interaktivno. Upoštevali smo značaj nabavnega in prodajnega trga v smislu komercialnih, logističnih in finančnih aktivnosti. Na osnovi časovne vrednosti vezanih sredstev v zalogah so izvedene zakonitosti, ki veljajo za poprečne zaloge in najdaljši možni čas držanja zalog.

Gospodarjenje z zalogami, ki ga terja čas povečane nestabilnosti okolja terja tesnejše sodelovanje med proizvajalci-dobavitelji-trgovino. Najbolj pereča je problematika načrtovanja nabavnih procesov, ki je danes zelo pomanjkljiva ali pa celo popolnoma odostna.

Hitrejše prilagajanje nabavnih pogojev pa ni namenjeno le reševanju problematike zalog trgovskega blaga, pač pa tudi doseganju tako zadovoljivega ritma proizvodnje kakor, predvsem pa zadovoljevanju potreb potrošnikov proizvodov črne metalurgije.

3. Modernizacija livarne v DO IMPOL

Modernisation of The Foundry in Impol Aluminium Company

I. Požnenel in S. Vehovar
IMPOL Slovenska Bistrica

Modernizacija livarne v IMPOL-u pomeni posodobitev talilnih, livnih in homogenizacijskih naprav v smeri doseganja vedno večjih kvaliteten zahtev izdelkov na tržišču. Pri izbiri naprav so bili upoštevani: število zlitin, različna velikost šarž in možni energetski viri. Tako je proizvodnja odlitkov iz čistega aluminija in nižjelegiranih zlitin usmerjena na plinske talilne in livne peči. Uvedeno je čiščenje talilne s SNIF filtrom, za litje drogov za stiskanje se uporabljajo poleg standardnih kokil tudi hottop kokile. Da bi omogočili enakomerne pogoje pri litju drogov in bram, je bil zgrajen zaprt tokokrog hladilne vode. Za homogenizacijo drogov za stiskanje je bila izdelana procesno vodena kontinuirna homogenizacijska naprava.

4. Problematika posebnih odpadkov v SOZD SŽ

Problematic of Special Wastes in Slovenian Steelworks

J. Kert
SŽ-Železarna Ravne

V skladu z obstoječo zakonodajo so skoraj vsi odpadki v slovenskih železarnah deklarirani kot odpadki, ki zahtevajo poseben nadzor in ravnanje, torej kot posebni odpadki (Ur. l. SRS-20/1986).

Ti posebni odpadki so vredni temeljite analize z ekološkega, tehnološkega in materialnega vidika.

Zaradi velikih količin in raznovrstnosti materialov, med katerimi so tudi nevarne snovi, predstavljajo za okolje veliko breme. Tudi v prostorskem pomenu.

Tehnološko zanimivi so v toliko, kolikor vsebujejo veliko uporabnih materialov (železoznosni del v odbruskih, uporabnost odpadnih livarskih peskov, oksidnih prahov iz EOP, nazadnje tudi žlindre in škaje).

Materialna plat problematike posebnih odpadkov je še posebej zanimiva z dvojnega vidika: uporabnost ima seveda svojo tržno vrednost, torej zmanjšuje materialne stroške proizvodnje, uporabnost odpadkov pa pomeni tudi podaljševanje življenjske dobe vsake deponije, kar v končni fazi pomeni tudi velik prihranek pri stroških deponiranja.

Bežen pregled v količine posebnih odpadkov v SOZD SŽ daje naslednjo sliko:

TRDNI ODPADKI:	
odpadna jeklarska žlindra	cca. 1000.000 ton/letno
odpadni livarski peski	cca. 40.000 ton/letno
odpadne pečne obloge in šamotni materiali	cca. 12.000 ton/letno
škaja	cca. 16.000 ton/letno
oksidni prahovi iz EOP	cca. 6.500 ton/letno
odbrusi	cca. 16.000 ton/letno
zamaščene krpe, filtri ...	cca. 6 ton/letno

TEKOČI ODPADKI:

odpadne oljne emulzije	cca. 5.200 ton/letno
odpadna olja	cca. 350 ton/letno
mulji po nevtralizaciji kislin	cca. 1.200 ton/letno

Prizadevanja komisije za ekologijo na ravni SOZD-a tečejo v smer reševanja problematike uporabnosti omejenih odpadnih surovin, v reševanje tehnoloških problemov (postopki predelave oljnih emulzij, kurjenja oljnih gošč, uporabnost oksidnih prahov ...).

Skupni projekti za deponiranje ali skupno uporabo so praktično nemogoči zaradi prevelike oddaljenosti med železarnami in zaradi prevelikih transportnih stroškov. Možno je torej le skupno reševanje problemov tehnološke narave, realizacija teh rešitev pa je v rokah vsake železarne posebej.

Rešitev kateregakoli posebnega odpadka pomeni za vsako železarno zmanjšanje ekološkega problema in materialnih stroškov ter prihrankov na prostoru.

5. Problematika posebnih odpadkov iz metalurških tehnologij

Problematic of Special Wastes From Metallurgical Technologies

M. Cenčič¹ in L. Puklavc²

¹TGA Kidričevo in ²Mariborska livarna Maribor

V procesu pridobivanja glinice, proizvodnji in predelavi aluminija nastajajo posebni odpadki, ki jih je potrebno nevtralizirati in varno odložiti v okolje. V zadnjih letih je dosežen velik napredek v spoznavanju kemijskih, fizikalnih in geomehanskih lastnosti rdečega blata. Ta spoznanja so nam omogočila rekonstruiranje oziroma povišanje deponije za rdeče blato, z uporabo prej omenjenega materiala za izgradnjo stranskih nasipov. Pri takšni izgradnji smo dosegli nepropustnost deponije, nismo pa posegli na nove lokacije.

Poznavanja lastnosti rdečega blata in izkušnje pri izgradnji deponije za rdeče blato so nas pripeljale do tehniških zasnov za izvedbo deponije za posebne odpadke, (odpadne grafitne obloge iz metalurških peči). Deponija bo ležala na plasti že utrjenega in stabiliziranega rdečega blata. Prav tako bo rdeče blato služilo kot pokrivni material. Odpadki bodo vgrajeni v rdečem blatu.

Solne žindre iz talilništva aluminija so delno topne v vodi, vsebujejo pa poleg topnih soli še kovino in nekovinske primese. Naše dosedanje rešitve vsebujejo delno predelavo na metalu bogate žindre s ponovnim pretaljevanjem debelejših frakcij in uporabo drobnejšega za eksotermne namene. Revnejše frakcije odlagamo na deponije posebnih odpadkov, kjer pa je potrebno skrbeti za izredno vodo. Razvili smo posebne postopke za izločanje amoniaka.

Žindre iz predelave bakrovih materialov spadajo le delno v skupino posebnih odpadkov. Recikliranje je že dokaj razvito. Žindre separiramo mehansko, metalno frakcijo vrečamo v pretaljevanje, kemično vezani del pa gre v ekstrakcijo bakra ali cinka z redukcijskimi postopki. Izkoristki kovine so dokaj visoki, ostanki v glavnem ne obremenjujejo okolja.

6. Vpliv elektromagnetnega mešanja jekla na makrostrukturo strjevanja konti odlitih gredic

Influence of Electromagnetic Stirring on Solidification Structure of Continuous Cast Billets

G. Manojlovič¹ in F. Vodopivec²

¹SŽ-Železarna Štore, ²SŽ-MI Ljubljana

Na prvi liniji trožilne konti naprave so vgradili elektromagnetni mešalec, ki je pritrjen na spodnji del kristalizatorja. Mešalec je električno priključen na mrežno napetost.

Magnetno polje se vrti okrog osi gredice v eni smeri ali spreminja smer po poljubno izbrani periodi (5, 10, 15, 25, ... sekund).

Sila vrtečega se magnetnega polja deluje na še nestrjeno jeklo in pri tem lomi usmerjene kristale. Preiskave gredic so pokazale, da mešanje med strjevanjem spremeni makrostrukturo litih gredic.

Poleg tega pri teh gredicah ugotavljamo središčno poroznost brez osnega lunckerja in nekoliko drugačno razporeditev vključkov po preseku, medtem ko ni bistvenih izcejanj posameznih elementov.

7. Nekatere značilnosti oz. specifičnosti pri izdelavi jekel za elektropločevine v železarni Jesenice

Some Characteristics in the Technology of Production of Steels For Electrical Sheets in Steelwork Jesenice

J. Triplat

SŽ-Železarna Jesenice

Jeklo ELMAG spada v skupino jekel za elektropločevine. Karakteristično zanj so specifične magnetne lastnosti in kemična analiza. Jeklo namreč vsebuje malo Si, nič Al in je nizkoogljeno. Količina oz. nivo aktivnega kisika je specifičen in povzroča določene neprijetnosti pri vlišanju jekla.

Članek zajema vpliv sestave oziroma obdelave žindre na lastnosti žindre in vpliv različnega nivoja aktivnega kisika na livke pri kontinuirni livni napravi v jeklarni 2.

8. Uporaba S CaAl polnjene žice pri izdelavi jekel za hladno masivno preoblikovanje

USE of CaAl CORD Wire For The Production of Cold Heading Steels

A. Šteblaj

SŽ-Železarna Jesenice

Jekla za hladno masivno preoblikovanje predstavljajo v proizvodnem programu ŽJ pomemben proizvod. To so maloogljena z Al pomirjena jekla, aluminij pa povzroča pri vlišanju določene probleme. V kontinuirno vlitih gredicah se pojavljajo gručaste aluminatnih vključkov, ki škodljivo vplivajo na uporabnost teh jekel, ker je vsebnost silicija omejena, modifikacije nekovinskih vključkov ni možno izvesti s CaSi, ampak smo uporabili s CaAl polnjeno žico.

9. Optimalna verjetnostna porazdelitev vsebnosti elementa po dvakratnem legiranju

Optimal Probability of Distribution for the Content of Elements After Second Alloying

F. Grešovnik in J. Šegel

SŽ-Železarna Ravne

V množici izdelanih šarž določene zlitine dobimo raztros vsebnosti namenoma dodanega legirnega elementa, kar izrazi- mo z verjetnostno porazdelitvijo. Ta je tem širša, čim večji je dodatek obravnavanega elementa. Problem lahko omilimo z dvakratnim dolegiranjem; prvič ciljamo nekoliko pod spodnjo predpisano mejo vsebnosti, nato izvedemo natančno kemijsko analizo in nazadnje drugo legiranje.

Prispevek obravnava določitev cilja prvega legiranja, da bomo na koncu dobili najožjo verjetnostno porazdelitev vsebnosti. Prikazan je izračun končne verjetnostne porazdelitve, vse ob predpostavki, da dobimo po enkratnem dolegiranju odrezano Gaussovo porazdelitev.

10. *Proizvodnja i primena vatrostalnog gasopropustljivog bloka za produvanje čelika inertnim gasom* *Manufacture and USE of Porous Plug for Inert Gas Bubbling of Molten Steel*

L. Vaskovič¹, N. Dukič¹, R. Bakračević¹, M. Pavše² in V. Štifter² ¹Institut za vatrostalne materijale »Magnohrom« Kraljevo, ²SŽ-Železarna Ravne

Za proizvodnju kvalitetnih i visokokvalitetnih vrsta čelika koriste se različiti postupci vanpečne obrade.

Jedan od niza postupaka koji se primenjuju u procesu dobijanja čelika je produvanje čelika inertnim gasom.

Produvanje rastopa inertnim gasom vrši se kroz gasopropustljive visokovatrostalne blokove.

U radu su prikazani rezultati istraživanja dobijanja vatrostalnih blokova željenih osobina, kao i karakteristike industrijski proizvedenih sintermagnezitnih, magnezit-hromitnih, hromspinelidnih gasopropustljivih blokova.

Prikazani su i rezultati primene ovih proizvoda u procesu obrade čelika u nekoliko naših čeličana.

11. *Numerično simuliranje pogojev pri kontinuirnem litju* *Numerical Simulation of Conditions at the Continuous Casting*

D. Križman in A. Križman
Tehniška fakulteta Maribor

Obvladovanje zahtevnoga procesa kontinuiranoga litja zahteva sistematično zasledovanje vseh vplivnih parametara. Zbog toga smo pristupili k raziskavam možnosti matematičnoga modeliranja ter numeričnoga simuliranja postupka. Izhajamo iz procesa strjevanja u primarnem kristalizatorju z upoštavanjem problematike konvekcije u tekočem in nastankom reže u trdnem stanju ter termičnih in mehanskih obremenitev, ki ob neprimerenih pogojih lahko vodijo do napak na ulitih formatih. Opisana sta modela za kvazistacionarno stanje in za metodu potujućega prereza. Podan je prikaz uporabe in primerjave obeh, glede na vrsto in pogoje litja. V lastnih raziskavah je uporabljena metoda robnih elementov. Prikazana je uporabnost te metode s potrebnimi in izvedenimi poenostavitvami ter prvi rezultati numeričnoga simuliranja. Uporabnost razvite metode je primerjana z ostalima numeričnima metodama. Podana je uporabnost tržno dostopnih programov CASTS in MAGMASOFT.

12. *Čišćenje aluminija s frakcionirano kristalizacijom* *Purification of Aluminium by Fractional Solidification*

B. Breskvar¹, I. Banić² in V. Rajher³
¹SŽ-MI Ljubljana, ²TGA Kidričevo, ³Unial Maribor

Tema izhaja iz projekta »Čisti aluminij«, ki uključuje raziskovalno-razvojno tematiku od postupkov čišćenja tehničnoga aluminija — surovin, predelav in polproizvodov (kondenzatorske folije). Poleg bolj poznanih in zahtevnih postupkov čišćenja aluminija: elektrolizne rafinacije (troslojne elektrolize), conske in vakuumske rafinacije, se je u zadnjem desetletju industrijsko uveljavil (patentiran u većini razvitih dežel) postopek čišćenja s frakcionirano kristalizacijom, s katerim je po navedbah možno tudi presegati čistosti 99,99 %.

V prispjevku bomo predstavili osnovne principe postupka frakcionirane kristalizacije, ki slonijo na relacijah med razlikama topnosti nečistoć pri določenim temperaturah, usmerjeno kristalizaciju in izločanju nečistoć u prostalo talino ter rezultate laboratorijskih proizvodov enkratnoga in dvokratnoga čišćenja aluminija z lastno razvito napravom. Predstavili bomo spremljajućo analizu problematiku ter smernice nadaljnega dela.

13. *Razvoj hladnoga preoblikovanja elektrodnih konic iz zlitine CuCrZr* *Development of Cold Deformation of Electrodes Points From the CuCrZr alloy*

A. Klemenčič¹, A. Križman² in P. Leš²
¹Mariborska livarna Maribor, ²Tehniška fakulteta Maribor

Konice elektrod za elektroporovno varjenje je izdelek, ki je med uporabo izjemno izpostavljen termičnim in mehanskim obremenitvama. Do sedaj so te konice bile izdelane iz hladno vlačene palice s tehnologijom mehanske obrade z odrezavanjem delcev. Pri tem imamo naslednje slabosti: prerez vlaknate strukture, ca. 35 % odrezkov, visoki stroški obrade. Svetovni proizvajalci, ki zagotavljajo vrhunsko kvaliteto, so v zadnjem času prešli na izdelavo konic po postopku hladnoga preoblikovanja s kovanjem. Iz odrezka paličastega materiala hladno kovana elektrodna konica bi naj zagotavljala naslednje prednosti: neprekinjen potek vlaknate strukture ter s tem boljšo električno in toplotno prevodnost, zaradi dodatne hladne deformacije povišanje trdote za ca. 10 %, visok materialni izkoristek izdelave ter krajše izdelovalne čase. Slabost postopka je dragem orodju, ki zahteva višje proizvodnje serije. Izdelano je bilo preizkusno orodje ter izvršeni prvi eksperimenti hladnoga kovanja. Pri tem so bili evidentirani problemi z zapolnitvijo in zaokroženostjo vrha konice ter s tem povezana manjša stopnja deformacije u vrhu konice. Z dopolnitvami eksperimentalnoga orodja izdelane konice po svojih lastnostih ustrežajo vsem zahtevnim pogojem velikoserijskoga elektroporovnoga varjenja.

14. *Nikljeva konstrukcijska jekla za nizke temperature* *Nickel Structural Steels for use at Low Temperature*

S. Ažman
SŽ-Železarna Jesenice

Pri razvoju domačega jekla z 9 % Ni smo prišli do določenih izkušenj, kako ob niklju na jeklo vplivajo različni dodatki ostalih legiranih elementov kot C, Mo in V.

Njih medsebojni vplivi u povezavi s toplotnimi obradavami smo računalniško obdelali in ugotovili določene zakonitosti.

Rezultati obsežnih preiskav so vodila za bodoći razvoj tovrstnih jekel.

17. *Izdelava kovinskih prahov z vodno atomizacijom* *Metal Powder Production by Water Atomisation*

B. Šuštaršič in F. Vodopivec
SŽ-MI Ljubljana

V tehnološkem oziroma proizvodnem postopku izdelave nekoga izdelka po postopkih metalurgije prahov (PM) je izdelava prahu prva in verjetno najpomembnejša stopnja. Danes poznamo vrsto postupkov oziroma tehnologij izdelave kovinskih prahov. Izbrani postopek je odvisen od vrste kovine ali zlitine, ki jo želimo izdelati, oblike in namembnosti PM izdelka, ekonomičnosti in mnogih drugih dejavnikov. U splošnem lahko razdelimo postopke oziroma metode izdelave kovinskih prahov na:

— fizikalne,
— kemične

in

— mehanske.

Najbolj pomembne in najbolj razširjene so fizikalne metode izdelave kovinskih prahov. Tu imamo u mislih predvsem postopke upraševanja kovinskih talin z razprševanjem ali atomizacijom. Bistvo vseh teh postupkov je izredno hitro in neposredno oblikovanje prahu z razprševanjem raztaljene kovine. Poleg razprševanja z zaščitnim plinom (dušik, argon) je razprševanje z vodo najbolj razširjena metoda izdelave kovinskih prahov.

V pričujočem prispevku je izdelan pregled najpomembnejših postopkov izdelave kovinskih prahov s povdankom na plinski in vodni atomizaciji. Podane so določene primerjave in prednosti ter pomanjkljivosti obeh postopkov.

V laboratoriju za PM in hitro strjevanje Metalurškega inštituta Ljubljana smo v letu 1989 postavili novo pilotno napravo za vodno atomizacijo D5/2 podjetja Davy McKee. Na osnovi izdelave prvih vrst kovinskih prahov na naši lastni napravi podajamo prve rezultate, ugotovitve in izkušnje.

18. Nove kvalitete legirane nodularne litine

New Types of Spheroidal Cast Iron

C. Gorišek¹, Z. Veber², F. Mlakar¹ in V. Uršič²,
¹SŽ-Železarna Štore in ²SŽ-MI Ljubljana

Delež nodularne litine v skupni proizvodnji sivih litin v svetu stalno raste in znaša v razvitih deželah 26–40 %, v Sloveniji in Jugoslaviji pa je znatno nižji. V Železarni Štore je ta delež 50 % od skupne proizvodnje ulitkov. V programu so predvsem litine z feritno, fino perlitno, ter bainitno in austenitno osnovno strukturo.

V svetu pa so se v zadnjem desetletju razvile nodularne litine z visokimi mehanskimi lastnostmi, ki s svojimi dodatnimi kvalitetskimi odlikami (odpornost proti obrabi, samoutrjevanje površine, ekonomičnost) na določenih področjih uporabe izpodrivajo lito in kovano jeklo. Litine so patentirane, pridobivajo jih po posebnih postopkih in so dvostopenjsko toplotno obdelane (izotermično kaljenje). Ta način pa je omejen s težo odlitka, oziroma kritično hitrostjo ohlajanja. Ker v Železarni Štore odlivamo tudi ulitke z večjimi debelinami sten oziroma različnimi moduli, rešujemo ta problem z legiranjem.

Predstavljena je tudi austenitna nodularna litina in legirana litina za hidravliko z lamelnim grafitom z visokimi mehanskimi karakteristikami $Q_n > 350N/mm$.

19. Simulacija termomehanskih metalurških stanj v preoblikovalni tehniki

Simulation of thermal-mechanical metallurgical situations in technology of plasticity

R. Turk in J. Baudaž
FNT, VTOZD Montanistika Ljubljana

Laboratorijske in numerično podprte simulacije procesov plastičnega preoblikovanja nam prihranijo drago in ponavadi tudi dolgotrajno osvajanje tehnologij na industrijskih napravah. Razen skrbne, lokalne analize plastomehanskih in termomehanskih stanj, ki so med vzdrževanjem plastičnega stanja v deformacijski coni prisotna, potrebujemo tudi podatke o preoblikovalnih lastnostih kovin pri indentificiranih, že omenjenih stanjih. Kvaliteta teh informacij je odločilna za realnost pričakanj in prenos teh v prakso.

Na odseku za metalurgijo so lansko leto stekle tovrstne preiskave. Montirani GLEEBLE preiskovalni sistem omogoča simulacijo termomehanskih metalurških stanj od področja strjevanja kovine vse do hladne predelave. Glede na specifičnost preoblikovalnih procesov in študija želenih fizikalnih fenomenov je potrebno skrbno pripraviti način preiskovanja in njegovo vrednotenje.

Prikazali bomo eksperimentalno tehniko, način izvajanja preiskav in simulacij ter vrednotenje rezultatov pestrega raziskovalnega programa, ki ga izvajamo na tej napravi. Dejavnosti zajemajo področja:

- TOPLE IN HLADNE PREOBLIKOVALNE LASTNOSTI KOVIN IN ZLITIN,
- RAZVOJ STRUKTUR MED IN PO PLASTIČNI DEFORMACIJI,
- DIFUZIJA V PLASTIČNEM STANJU,
- TRDNOSTNA DOGAJANJA V KRISTALIZATORJU,
- SIMULIRANJE PREOBLIKOVALNIH PROCESOV.

20. Procesno vodenje plastične predelave jekla

Computer Control of Plastic Steel Processing

F. Kaučič¹, F. Haller¹, A. Škatarov¹ in A. Smiljanič²,
¹SŽ-Železarna Štore, ²Rade Končar Zagreb

Tehnologija in oprema, ki je danes na razpolago v svetu omogoča proces valjanja na osnovi vnaprej predvidene in preizkušene tehnologije. V izogib težkemu delu, racionalni porabi energije, nekvalitetnemu delu, dolgim zastojem, prezaposlenosti in prevelikim stroškom, smo se v Železarni Štore odločili uvesti tri smeri, oz. tri računalniške sisteme — programe.

1. Vodenje vložka.
2. Izvajanje vseh valjarskih funkcij vnaprej določene tehnologije.
3. Nadzor nad napravami, javljanje pripravljenosti naprav za obratovanje in javljanje okvar.

V okviru investicije reverzirnega ogrodja se inštalira programska oprema za vodenje vseh treh omenjenih programov. S predavanjem predstavljamo opremo in na njej bomo simulirali delovanje programov.

21. Upogibanje verižnih členov v hladnem

Cold Bending of Chain Links

J. Žvokelj¹ in F. Legat²,
¹SŽ-MI Ljubljana, ²SŽ-Veriga Lesce

Verižne člene oblikujemo z upogibanjem v hladnem ali toplem. Izbira je odvisna od premera žice (palic) in preoblikovalne sposobnosti jekla, ki pa je bistveno različna, ali je žica v surovem stanju po valjanju, ali pa je mehko žarjena. Ekonomsko je bolj ugodno upogibati v hladnem palice v surovem stanju po valjanju do čim večih dimenzij, vendar so napake, ki se pri tem pojavljajo, pogostejše.

Pojasnjene so vzroki za nastajanje nekaterih napak pri upogibanju verižnih členov večjih dimenzij v hladnem, posebej še razpok, ki se pojavljajo na kritičnih mestih na notranji strani upognjenega verižnega člena.

Ponekod uvajajo postopek upogibanja verižnih členov v toplem stanju, pri čemer so mišljene temperature, pri katerih med deformacijo še ne poteka istočasna rekristalizacija. Poskušali smo ugotoviti, v koliki meri bi se lahko s poltoplim preoblikovanjem uporabila žica v surovem stanju po valjanju za upogibanje členov večjih dimenzij. S posebnim načinom preizkušanja smo ugotavljali relativni odnos sil pri upogibanju palic iz jekla Č.8330, debeline 18 in 22 mm, v surovem stanju po valjanju in v mehko žarjenem stanju.

Relativne sile pri upogibu se začno znatneje zniževati šele pri temperaturah nad 500 °C. Hitrost upogibanja praktično nima vpliva v mejah, ki so podobne hitrostim oblikovanja v praksi. Bistvena razlika se je pokazala med palicami z različnim stanjem. Relativne sile za upogib palic v surovem stanju so šele pri temperaturi 600 °C enake silam, ki so potrebne za upogib mehko žarjenega materiala v hladnem, pri čemer je mejna sposobnost preoblikovanja surovih palic še vedno slabša.

22. Uporaba nateznega preizkusa za določevanje preoblikovalnosti žice

Use of Tensile Test for the Determination of Wire Plasticity

B. Ule¹, K. Kuzman², M. Lovrečič¹ in M. Grašič¹
¹SŽ-MI Ljubljana, ²Strojna Fakulteta Ljubljana

Sodobno, računalniško podprto načrtovanje tehnologij, priprava ali kompleksno vodenje proizvodnje, optimiranje stroškov, zahtevajo solidno poznavanje preoblikovalnih karakteristik materialov. Pri postopkih masivnega preoblikovanja v hladnem je naprimer važno poznavanje preoblikovalnosti žice, ki jo lahko, v obliki krivulj tečenja, na dokaj enostaven način določimo že kar iz nateznega preizkusa žice.

Konstanta materiala C, zlasti pa eksponent deformacijskega utrjevanja nista tisti veličini, s katerima je mogoče analitično obravnavati preoblikovalne postopke, sklepati na preoblikovalno sposobnost, določevati obremenitve orodij, vrednotiti uspešnost toplotnih obdelav in podobno. Prav zato smo instrumentalni natezni trgalni stroj ter ga opremili z računalnikom, tako, da le ta med nateznim preiskusom samodejno beleži tudi krivuljo tečenja materiala in sicer v korigirani obliki, tako, da izmerjene karakteristike ustrezajo temu, kar sicer dobimo le z diskontinuiranim tlačnim preiskusom.

23. Optimiranje toplotne obdelave rezilnih orodij Optimised Heat Treatment of Cutting Dies

V. Leskovšek¹, B. Ule¹, A. Rodič¹, D. Lazar² in M. Pogačnik²
¹SŽ-MI Ljubljana, ²SŽ Plamen Kropa

Pri izdelavi rezilnih orodij je ena najpomembnejših operacij toplotna obdelava. Pomen pravilne toplotne obdelave pa se kaže v možnosti, da vplivamo na izbiro optimalne kombinacije osnovnih lastnosti teh jekel — za določeno kombinacijo del/orodje — kot so:

- odpornost proti obrabi,
- trdnost rezilnega robu (odpornost rezilnega robu na zaokroževanje ali deformacijo),
- tlačna meja plastičnosti (kriterij, ki določa trdoto),
- žilavost.

Za toplotno obdelavo hitroreznih jekel uporabljamo različne agregate. V zadnjem času vse pogosteje uporabljamo vakuumске peči s homogenim hlajenjem pod visokim tlakom.

Pri našem eksperimentalnem delu smo se omejili na študij optimiranja toplotne obdelave obrezilnih matric izdelanih iz jekla VEW S 600 (Č.7680). Osem skupin obrezilnih matric, cilindričnih nateznih preizkušancev z zarezo po obodu in matricam podobnih etalonov, smo toplotno obdelali v vakuumski peči IPSEN VTC 324-R na ta način, da so se vse obrezilne matrice uvrstile v tri razrede trdot in sicer v razred 61 ± 1 HRC, 64 ± 1 HRC in 66 ± 1 HRC. Polovico tako toplotno obdelanih matric smo med obema puščanjima še 1 uro podhlajevali v propanolu pri -95 °C.

Ena polovica celokupnega števila matric iz vsake posamezne skupine pa je bila še dodatno površinsko obdelana in sicer z nanosom 2 μ m debele plasti TiN po PVD tehnologiji.

Vse obrezilne matrice smo s stališča obrabe preizkusili na najboljši mogoči način, namreč kar neposredno v eksploataciji na stroju Boltmaker 5/6"-5-52 pri obrezovanju glave vijakov M 8 iz jekla ČSN 12122. Matricam podobne etalone smo metalografsko pregledali, v laboratoriju za strukturno rentgensko analizo pa smo določili odstotek zaostalega austenita in popačenost oziroma tetragonalnost mreže. Lomno žilavost, ki smo jo v tem primeru poimenovali »pogojna lomna žilavost« K_{sc} , smo določili z nateznim preiskusom cilindričnih preizkušancev z zarezo po obodu.

Rezultate naših opazovanj obrabe robov obrezilnih matric smo zbrali na sestavnih slikah, na katerih vidimo trend obrabe obrezilnih robov. Rezultati kažejo, da oslojevanje s TiN poveča življenjsko dobo obrezilnih matric približno 3-krat. Ugotovili pa smo, da življenjsko dobo obrezilnih matric — neodvisno od tega, ali so bile oslojene s TiN ali ne — določa predvsem njihova trdota, medtem ko pogojna lomna žilavost jekla na življenjsko dobo matric nima velikega vpliva. Pri tem je pomembna ugotovitev, da ima lahko jeklo pri enaki trdoti tudi povsem različno pogojno lomno žilavost (tudi za faktor 2,5), kar zavisi predvsem od temperature austenitizacije, t. j. od velikosti austenitnih zrn. Podhlajevanje jekla med obema puščanjima ima za posledico večjo tetragonalnost martenzita ($> 10^{-3}$), torej podhlajevanje stabilizira tetragonalno modifikacijo martenzita. Nasledek tega je sicer majhno in nebstveno poslabšanje pogojne lomne žilavosti jekla, zato pa znatnejše poslabšanje življenjske dobe takš-

nih podhlajenih matric (= 27 %) v primerjavi z matricami, ki niso bile podhlajene.

Obrezilne matrice propadajo v eksploataciji progresivno s časom. Na osnovi metalografske preiskave rezilnih robov, lahko mehanizem obrabe robov pripišemo kombinaciji adhezivne obrabe in utrujenosti materiala.

Znano je, da odpornosti proti obrabi ne moremo definirati kot materialno konstanto, marveč kot lastnost kompleksnega tribo-loškega sistema. Kljub temu pa v splošnem velja, da je dominanten tip obrabe odvisen od vrste materiala orodja, predvsem od njegovih fizikalnih (mehanskih, toplotnih) in kemijskih lastnosti, kar bo predmet nadaljnjih raziskav.

24. Visokotemperaturno spajkanje z istočasno toplotno obdelavo v vakuumski peči High Temperature Brazing with Simultaneous Heat Treatment in Vacuum Furnace

D. Kmetič¹, V. Leskovšek¹, F. Vodopivec¹ in J. Gnamuš²,
¹SŽ-MI Ljubljana, ²SŽ-Železarna Ravne

Z začetkom obratovanja vakuumске žarilne peči IPSEN je postalo za MI zanimivo visokotemperaturno spajkanje različnih jekel z istočasno toplotno obdelavo.

Raziskave smo naredili na nožih in segmentih krožnih žag izdelanih iz nosilnega konstrukcijskega jekla EC 80 in rezilnega dela iz hitroreznega jekla BRM 2. Za spajkanje smo uporabili dve spajki izdelani na bazi Ni-Cr-Si in Cu. Delo obravnava fizikalno metalurške značilnosti visokotemperaturnega spajkanja in mikrostrukturne značilnosti vezi konstrukcijsko jeklo — spajka — hitrorezno jeklo.

25. Razvoj orodij na osnovi spoja dveh jekel Development of tools by means of joining of two steels

G. Rihar¹, J. Gnamuš², F. Legat³ in D. Kmetič⁴,
¹Inštitut za varilstvo Ljubljana, ²SŽ-Železarna Ravne,
³SŽ-Veriga Lesce in ⁴SŽ-MI Ljubljana

Tehnologija spajanja orodnega s konstrukcijskim jeklom pri naša v proizvodnjo orodij nove tehnične možnosti in ekonomske prednosti. Poleg nižje cene nosilnega dela izdelanega iz konstrukcijskega jekla, ima orodje tudi boljše mehanske lastnosti. V nekaterih primerih se poenostavi toplotna obdelava.

Orodno in konstrukcijsko jeklo lahko med seboj spojimo na več načinov. Lahko ga obločno ali uporsko varimo, lahko ga tudi spajkamo. V okviru raziskovalnega dela so bile preizkušene možnosti spajkanja v vakuumu in solni kopeli, induktivnega spajkanja, varjenja v zaščitnih plinih in obžigalnega varjenja.

Tipičen primer uporabe varjenja ali spajkanja je izdelava segmentov krožnih žag, ki morajo imeti na reznem delu visoko trdoto 63 do 65 HRC, na spodnjem delu, ki se koviči na disk, pa dobro žilavost. Take lastnosti dosežemo s posebnim načinom toplotne obdelave ali pa z vložkom, ki je sestavljen iz dveh različnih jekel.

Prednosti varjene ali spajkane izvedbe se izrazijo v nižji ceni materiala, ugodnejšem načinu toplotne obdelave ter boljši in enakomernjši kvaliteti izdelka.

Da bi se lahko odločili, katera od tehnik je najprimernejša z ozirom na tehnične možnosti, stroške in kvaliteto so bile izvedene obširne raziskave in tudi praktični poizkusi na prototipnih orodjih, o katerih bomo poročali.

26. Visokotemperaturno spajkanje inonela v vakuumu

High Temperature Brazing of an Inconel Alloy in Vacuum

M. Velikonja in I. Limpel
Inštitut za varilstvo Ljubljana

V mnogih primerih spajanja visokolegiranih materialov tudi z modernimi načini varjenja kot so: elektronski snop, plazma ali difuzijsko varjenje ne uspemo izdelati spojev zadovoljive kakovosti. Pri izdelavi visoko kakovostnih spojev na zapletenih konstrukcijah bodisi glede oblike bodisi glede kombinacije spajanih materialov se vedno bolj uveljavlja visokotemperaturno spajkanje v vakuumu.

Poročati želimo o laboratorijskih poskusih visokotemperaturnega spajanja inonela debeline 0,5 mm Wr.No. 2. 4831 v vakuumu s spajkami na osnovi nikla: L-Ni 7 in L-Ni 1.

Poskuse spajkanja smo izvedli v vakuumski, uporabno greti cevni peči ASTRO visoke tehnološke zmogljivosti, na Inštitutu J. Štefan, Posamezno spajko, smo pred vstavljanjem vzorcev v peč nanесли na in ob stične površine. Temperatura spajkanja je znašala 1100 °C in 1150 °C, čas zadržanja 0 in 9 min, vakuum 1×10^{-5} m barov.

Vizuelna kontrola spajkanih spojev je pokazala, da se spajka L-Ni 7 pri temperaturi spajkanja 1100 °C lepše razliva, kot spajka L-Ni 1. Pri temperaturi 1150 °C je razlivanje obeh spajk zadovoljivo. Čas zadržanja ne vpliva na razlivanje spajk.

Pri metalografski preiskavi prerezov spajkanih spojev smo opazili:

- spajka penetrira v osnovni material t. j. v osnovni material prodira po mejah kristalnih zrn. Globina penetriranja je odvisna od vrste spajke, temperature spajkanja in časa zadržanja na tej temperaturi.

- Spajka raztaplja osnovni material.

- Obseg raztapljanja je odvisen od vrste in količine dodane spajke ter od višine temperature spajkanja in časa zadržanja na tej temperaturi. Oba pojava zahtevata posebne dodatne pogoje, ki močno vplivajo na kvaliteto spajkanih spojev in jih pri običajnem spajkanju ne poznamo. To so:

- širina spajkane reže.

- optimalna količina dozirane spajke,

- čas zadržanja na temperaturi spajkanja ali nekoliko izpod te temperature.

27. Izdelava orodij z navarjanjem

The Manufacture of Tools by Welding Deposition

R. Kežar
ZRMK Ljubljana

Kvaliteta obrabno obremenjenih površin je vse pomembnejša. Trajnost obratovanja je odvisna od uporabljenih jekel in kovinskih zlitin. Izdelava delovnih sredstev iz močno legiranih jekel ali posebnih zlitin na osnovi niklja in kobalta, kar je zagotovilo večjo obrabno obstojnost, bi bila izredno draga, postopki navarjanja pa omogočajo, da izdelamo iz omenjenih dragih in večinoma uvoznih kovin le obrabno obremenjene površine in delovne robove, ves preostali del strojev, naprav ali delovnih sredstev (orodja) pa iz znatno cenejšega in lažje dosegljivega konstrukcijskega jekla.

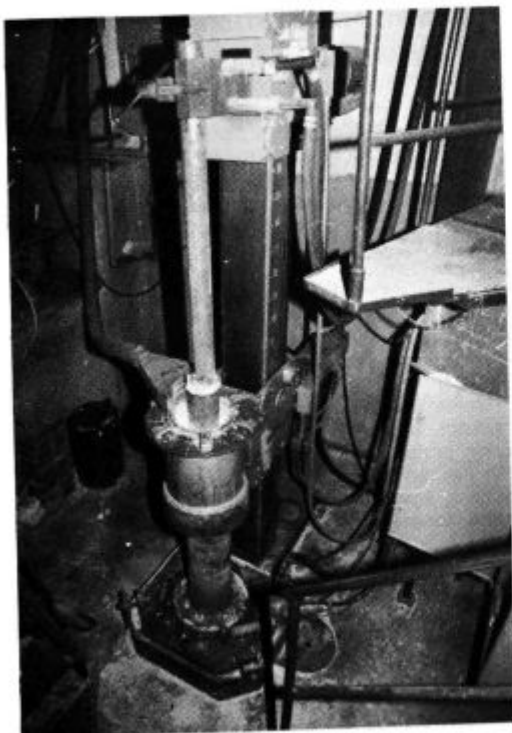
Z razvojem legiranih aglomeriranih praškov je postalo navarjanje pod praškom zelo perspektiven postopek nanašanja obrabno odpornih prevlek na najrazličnejše delovne robove in ploskve strojnih elementov in orodij. Že z enoslojnim navarjanjem pod legiranim aglomeriranim praškom dobimo obrabno odporne prevleke izbrane sestave in kvalitete.

28. Tračno navarjanje tlačnih posod izdelanih iz drobnnozrnatega mikrolegiranega jekla NIOMOL 490

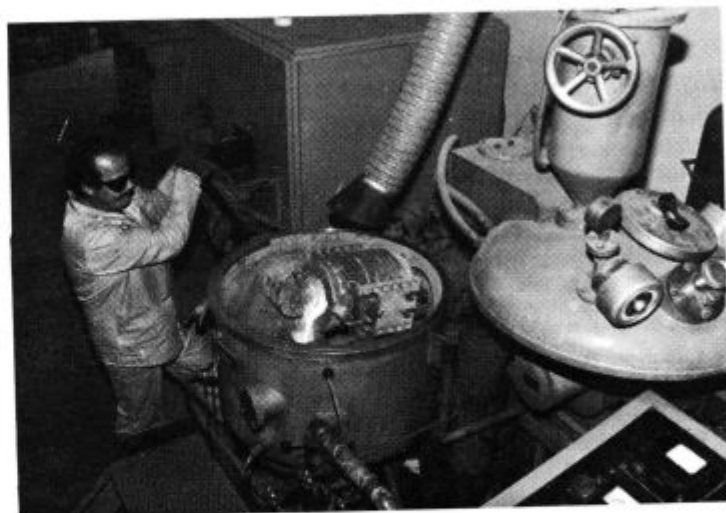
Strip Welding Deposition on Pressure Vessels from Fine Grained Structural Microalloyed Structural Steel

J. Vojvodič-Gvardančič
Inštitut za metalne konstrukcije, Ljubljana

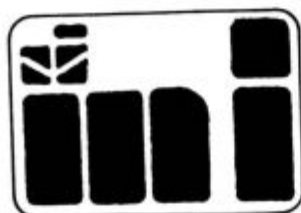
Iz drobnnozrnatega mikrolegiranega jekla NIOMOL 490 smo izdelali podnico z rotacijskim vlečenjem po hladnem postopku in nato raziskali možnosti površinskega oplemenitenja z austenitnim nerjavnim jeklom. Odločili smo se za tračno navarjanje pod praškom in sicer za enoslojno in dvoslojno navarjanje, izbrali pa smo dodajni material domače proizvodnje in sicer nerjavni trak INOX TR 22/12/9 in aglomerirani prašek OP 71 Cr oboje iz Železarne Jesenice.



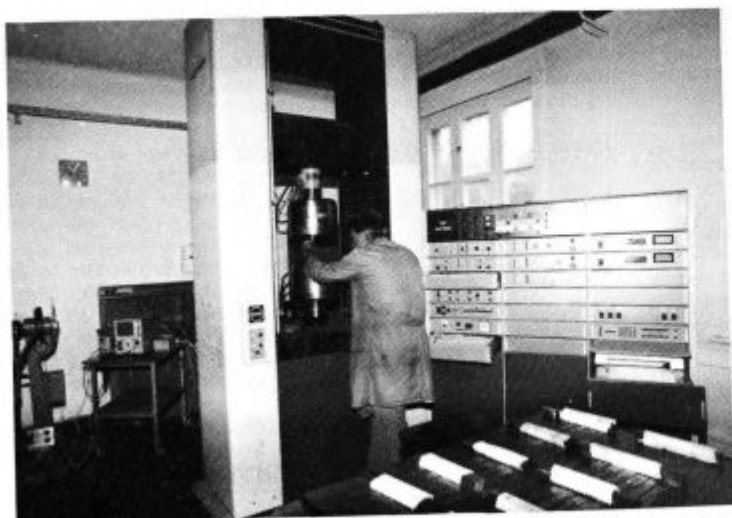
Električno pretaljevanje pod žindro



Vakuumska talilna peč



SLOVENSKE ŽELEZARNE
METALURŠKI INŠTITUT
LJUBLJANA, LEPI POT 6



Stroj Instron za mehansko preizkušanje kovin



Vakuumska talilna peč

VSEBINA

UDK: 669.187.25:621.365.2:001.5:620.9
ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k

Elektroobločne peči — elektrotehnika — zalaganje in taljenje — metode in delovanje elektronskih računalnikov

J. Bratina

Obratovalni elektroenergetski model obločne peči (grafični prikaz)

Železarski zbornik 24 (1990) 2s 81—89

V elektroenergetsko shemo obločne peči je bila dodatno k induktivni upornosti peči uvedena še induktivna upornost loka. S podanimi vrednostmi razmerij kratkostičnih upornosti peči (γ) in upornosti loka (σ) so na osnovi izvedenih enačb izdelani grafični prikazi realnih karakteristik obločne peči, kot nastopajo v različnih tehnoloških fazah njenega obratovanja; te faze je mogoče identificirati z izmerjenimi vrednostmi σ .

Avtorski izvleček

UDK: 669.14.018.8:620.186.12:539.53/56
ASM/SLA: M26q, Q6, Q29n, 3—71, SSb

Metalurgija — Nerjavna duplex jekla — Izločanje σ faze

T. Večko, I. Kos

Izločanje σ faze in njen vpliv na žilavost in trdoto nerjavnega avstenitno-feritnega jekla tipa 29 Cr 9 Ni

Železarski zbornik 24 (1990) 2s 99—103

Članek obravnava spremembo žilavosti in trdote jekla 29 Cr 9 Ni zaradi izločanja trde in krhe σ faze v temperaturnem območju med 600 in 1050°C.

Kritično temperaturno področje za pojav σ faze v tem jeklu je med 640 in 880°C. Količina izločene σ faze zavisi od časa zadrževanja jekla v kritičnem temperaturnem intervalu. σ faza nastaja v evtektoidni reakciji $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$.

Že majhna vsebnost σ faze v strukturi povzroči krhkost jekla in onemogoči nadaljnje plastično preoblikovanje.

Zvišanje trdote jekla zaradi izločene σ faze ni veliko.

Avtorski izvleček

UDK: 620.186.621.771.016.2:539.52:669.15.25.26
ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3—70, SSb

Metalurgija — zlitine za magnete — vroča deformacija

F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar

Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co

Železarski zbornik 24 (1990) 2s 91—97

Več vzorcev zlitine je izvaljano v razponih temperature 1250 do 1050°C z deformacijo od nekaj do 80 % v enem in v več vtikih. Deformacijska energija se izloča s popravo, poligonizacijo in in situ rekristalizacijo, če interkristalna precipitacija karbidov ne zaustavi procesa. Dobra duktilnost v hladnem se dosega le, če kristalna mreža ohrani proste deformacijske napake. Tekmovanje poprave in poligonizacije z interkristalnim izločanjem karbidov ustvarja heterogeno mikrostrukturo.

Avtorski izvleček

INHALT

UDK: 669.14.018.8.620.186.12.539.53/56
ASM/SLA: M26q, Q6, Q29n, 3—71, SSb

Metallurgie — Nichtrostender Duplexstahl — Ausscheidung der σ Phase

T. Večko, I. Kos

Ausscheidung der σ Phase und deren Einfluss auf die Zähigkeit und Härte eines austenitisch — ferritischen Stahles des Types 29 Cr 9 Ni

Železarski zbornik 24 (1990) 2S 99—103

Im Artikel werden die Änderungen der Zähigkeit und Härte des Stahles 29 Cr 9 Ni wegen der Ausscheidung der harten und spröden σ Phase im Temperaturbereich zwischen 600 und 1050°C behandelt.

Der kritische Temperaturbereich für die Erscheinung der σ Phase in diesem Stahl ist zwischen 640 und 880°C. Die Menge der ausgeschiedenen σ Phase ist abhängig von der Haltedauer des Stahles im kritischen Temperaturintervall. Die σ Phase entsteht nach der eutektoiden Reaktion $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$.

Schon ein kleiner Gehalt der σ Phase im Gefüge verursacht die Versprödung von Stahl und macht die weitere plastische Verformung unmöglich.

Der Anstieg der Stahlhärte wegen der ausgeschiedenen σ Phase ist nicht gross.

Auszug des Autors

UDK: 669.187.25.621.365.2.001.5.620.9
ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k

Lichtbogenöfen — Elektrotechnik — Einsetzen und Schmelzen — Methoden und Wirkung elektronischer Rechner

J. Bratina

Elektroenergetisches Betriebsmodell des Lichtbogenofens (graphische Darstellung)

Železarski zbornik 24 (1990) 2S 81—89

In das elektroenergetische Schema des Lichtbogenofens ist zusätzlich zu dem induktiven Widerstand des Ofens noch der induktive Widerstand des Lichtbogenofens eingeführt worden. Mit den gegebenen Werten der Verhältnisse der Kurzschlusswiderstände des Ofens (γ) und des Lichtbogenwiderstandes (σ) sind auf Grund der ausgeführten Gleichungen graphische Darstellungen der realen Charakteristiken des Lichtbogenofens ausgearbeitet worden, wie diese in verschiedenen technologischen Phasen des Ofenbetriebes auftreten; diese Phasen können durch die ausgemessenen Werte identifiziert werden.

Auszug des Autors

UDK: 620.186.621.771.016.2.539.52.669.15.25.26
ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3—70, SSb

Metallurgie — Magnetlegierungen — Warmverformung

F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar

Mikrogefüge nach dem Warmwalzen und die Verformbarkeit der Eisenlegierung mit 29 % Cr und 11 % Co

Železarski zbornik 24 (1990) 2S 91—97

Mehrere Proben der Legierung sind im Temperaturintervall von 120 bis 1050°C mit der Verformung von einigen bis 80 % in einem und in mehreren Stichen ausgewalzt worden. Die Verformungsenergie äussert sich durch die Erholung durch die Polygonisation und „in situ“ Rekristallisation insofern die interkristalline Ausscheidung der Karbide den Prozess nicht zum Stehen bringt. Eine gute Verformbarkeit im kalten kann nur erreicht werden, wenn das Kristallgitter die freien Verformungsfehler behält. Der Wettkampf der Erholung und der Polygonisation mit der interkristallinen Ausscheidung der Karbide bildet ein heterogenes Mikrogefüge.

Auszug des Autors

CONTENTS

UDK: 669.187.25.621.365.2.001.5.620.9
ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k

Electric Arc Furnace — Electrical Engineering — Charging and Melting — Methods and Operation of Computers
J. Bratina

Operational Electroenergetic Model of Arc Furnace (Graphic Presentation)

Železarski zbornik 24 (1990) 2 P 81—89

Additionally to the inductive reactance of the furnace also the inductive reactance of the arc was introduced into the electroenergetic scheme of arc furnace. With the given values of short-circuit furnace resistances (γ) vs. arc resistance (σ) ratios the graphic presentation of real characteristics of arc furnace based on deduced equations was prepared for various technological stages of furnace operation; these stages can be identified by measured values of σ .

Author's Abstract

UDK: 669.14.018.8.620.186.12.539.53/56
ASM/SLA: M26q, Q6, SS, Q29n, 3—71, SSb

Metallurgy — Stainless Duplex Steel — Precipitation of Sigma Phase
T. Večko, I. Kos

Precipitation of Sigma Phase and Its Influence on the Toughness and Hardness of Austenitic-ferritic 29 Cr 9 Ni Steel

Železarski zbornik 24 (1990) 2 P 99—103

The paper treats the variation of toughness and of hardness of 29 Cr 9 Ni steel due to precipitation of hard and brittle σ phase in the temperature range between 600 and 1050°C. Critical temperature range for appearance of σ phase in this steel is between 640 and 880°C. The amount of precipitated σ phase depends of the time of keeping steel in the critical temperature interval. σ phase is formed by the eutectoid reaction: $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$. Already a small amount of σ phase in the structure causes the embrittlement of steel and it does not allow plastic forming. Increase in hardness of steel due to precipitated σ phase is not high.

Author's Abstract

UDK: 620.186.621.771.016.2.539.52.669.15.25.26
ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3—70, SSb

Metallurgy — Alloys for Magnets — Hot Deformation
F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar

Microstructure After Hot Rolling and Ductility of Iron Alloy With 29 % Cr and 19 % Co

Železarski zbornik 24 (1990) 2 P 91—97

Some samples of the above alloy were rolled in the temperature range 1250 to 1050°C with the deformation from few to 80 % in one or more passes. Deformation energy is liberated by recovery, polygonization and in situ recrystallization if the intercrystalline precipitation of carbides does not stop the process. Good cold ductility can be achieved only when the lattice retains free deformation defects. Competition between recovery and polygonization, and intercrystalline precipitation of carbides forms the heterogeneous microstructure.

Author's Abstract

СОДЕРЖАНИЕ

UDK: 669.14.018.8.620.186.12.539.53/56
ASM/SLA: M26q, Q6, SS, Q29n, 3—71 SSb

Металлургия — Нержавеющие дуплекс стали — Выделение σ фазы

T. Večko, I. Kos

Выделение σ фазы и ее влияние на тягучесть и твердость нержавеющей аустенитно-ферритной стали марки 29 Cr 9 Ni

Železarski zbornik 24 (1990) 2 C 99—103

В статье рассмотрено изменение тягучести и твердости стали 29 Cr 9 Ni вследствие выделения твердой и ломкой σ фазы в температурном интервале от 600 до 1050° Ц.

Критический температурный интервал явления σ фазы в этой стали — между 640 и 880° Ц. Количество выделенной σ фазы зависит от времени остановки стали в критическом температурном интервале. σ фаза возникает в эвтектоидной реакции $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma'$.

Уже низкое содержание σ фазы в структуре является причиной ломкости стали и воспрепятствует дальнейшей пластичной переформовке.

Повышение твердости стали вследствие выделенной σ фазы не большое.

Автореф.

UDK: 669.187.25.621.365.2.001.5.620.9
ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k

Электродуговые печи — электротехника — загрузка и расплавка — методы и работа электронных вычислителей

J. Bratina

Рабочий электроэнергетический модель электродуговой печи (графический обзор)

Železarski zbornik 24 (1990) 2 C 81—89

В электроэнергетическую схему электродуговой печи было дополнительно к индуктивному сопротивлению, введено еще индуктивное сопротивление дуги. С данными значениями отношения короткозамыкательных сопротивлений печи (γ) и сопротивления дуги (σ) а на основе выведенных уравнений подготовлены графи реальных характеристик электродуговой печи, как они наступают в различных технологических фазах ее работы; эти фазы можно идентифицировать с измеренными значениями σ .

Автореф.

UDK: 620.186.621.771.016.2.539.52.669.15.25.26
ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3—70, SSb

Металлургия — сплавы для магнитов — горячая деформация

F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Kmetič, B. Breskvar

Микроструктура после горячей прокатки и дуктильность железного сплава С 29 % Cr и 11 % Co

Železarski zbornik 24 (1990) 2 C 91—97

Несколько образцов сплава прокатано в температурном интервале от 1250 до 1050° Ц с деформацией несколько менее чем 80 % в одном и в нескольких проходах. Энергия деформации выделяется улучшением, полигонизацией и „in situ“ рекристаллизацией при условии, что интеркристаллическая преципитация карбидов не задержит процесса. Хорошую дуктильность в холодном можно досечь только если кристаллическая сеть сохранит свободные деформационные недостатки. Соревнование улучшения и полигонизации с интеркристаллическим выделением карбидов создает разнородную микроструктуру.

Автореф.

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 številkami, 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. Vsebina 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. . . Smith³ . . . 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 vstaviti.

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 zamotanim indeksom. 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 σ_M v N/mm²; Stopnja deformacije ε v %; Količina mase Mn v %; ne pa le σ_M N/mm²; ε %; % 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.