

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA

	Stran
Bratina Janez — Železarna Ravne OBRATOVALNI ELEKTROENERGETSKI OBLOČNE PEČI ZA PROIZVODNJO JEKLA	MODEL 45
Vehovar Leopold — Metalurški inštitut Ljubljana, F. Mlakar — Železarna Štore, A. Poklukar — Termika Škofja Loka KOROZIJSKA ODPORNOST LEGIRANIH LITIN IN NER- JAVNIH JEKEL V RAZTALJENI ŽLINDRI	57
Vodopivec Franc, J. Žvokelj, D. Gnidovec — Metalurški inštitut Ljubljana M. Pristavec F. Grešovnik — Železarna Ravne O SPINODALNI PREMENI V ZLITINI ŽELEZA S 5 DO 24 % Co IN 28 % Cr	65
Vodopivec Franc, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar, B. Breskvar — Metalurški inštitut Ljubljana RAZVOJ MAGNETNE ANIZOTROPIJE V ZLITINI ŽELEZA Z 32 % Cr IN 10,5 % Co	73
DIPLOMSKA DELA	81

LETO 23 ŠT. 2 — 1989

ŽEZB BQ 23 (2) 45—84 (1989)

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: TK 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. Drobnjak, 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. Drobnjak, 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. Pelhan, University of Ljubljana

Prof. Dr. V. Prosenc, University of Ljubljana

Prof. Dr. B. Sicherl, University of Ljubljana

Dr. N. Smajić, Institute of Metallurgy, Ljubljana

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

Dr. L. Vehovar, Institute of Metallurgy, Ljubljana

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

ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 23

LJUBLJANA

JUNIJ 1989

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
Stran	Seite	Page	Страница
J. Bratina Obratovni elektroenergetski model obločne peči za proizvodnjo jekla UDK: 669.187.25:621.365.2. 001.5:620.9 ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k	J. Bratina Elektrotechnisches Betriebsmodell eines Lichtbogenofens zur Erzeugung von Stahl. UDK: 669.187.25:621.365.2. 001.5:620.9 ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k	J. Bratina Operational electric energy model of the steelmaking arc furnace UDK: 669.187.25:621.365.2. 001.5:620.9 ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k	J. Bratina Производственная энергетическая модель дуговой печи для производства стали. UDK: 669.187.25:621.365.2.001.5:620.9 ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k
L. Vehovar, F. Mlakar, A. Poklukar Korozijska odpornost legiranih litin in nerjavnih jekel v raztaljeni žilindri UDK: 669.14.018.8:669.15-196:620.193.93 ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n	L. Vehovar, F. Mlakar, A. Poklukar Korrosionsbeständigkeit von legiertem Stählguss und nichtrostender Stähle in geschmolzener Schlacke UDK: 669.14.018.8:669.15-196:620.193.93 ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n	L. Vehovar, F. Mlakar, A. Poklukar Corrosion resistance of alloyed cast steels and stainless steel in molten slag UDK: 669.14.018.8:669.15-196:620.193.93 ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n	L. Vehovar, F. Mlakar, A. Poklukar Коррозионная стойкость легированных отливок и нержавеющей стали в расплавленном шлаке. UDK: 669.14.018.8:669.15-196:620.193.93 ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n
F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec O spinodalni premeni, v zlitini železa s 5 do 24 % Co in 28 % Cr UDK: 669.018.58:669.112:620.187 ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2-60, 3-67	F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec Über die spinodale Umwandlung in Eisenlegierungen mit 5 bis 24 % Co und 28 % Cr UDK: 669.018.58:669.112:620.187 ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2-60, 3-67	F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec On spinodal transformation in iron alloy with 5 to 24 % Co and 28 % Cr UDK: 669.018.58:669.112:620.187 ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2-60, 3-67	F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec О спинодальном переходе в сплаве с 5 до 24 % Co и 28 % Cr UDK: 669.018.58:669.112:620.187 ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2-60, 3-67
F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar, B. Breskvar Razvoj magnetne anizotropije v zlitini železa z 32 % Cr in 10,5 % Co, I UDK: 538.21.004.12:669.018.58-15/-124.2 ASM/SLA: P16, SGAn, 2-64, 3-68	F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar, B. Breskvar Entwicklung der magnetischen Anisotropie in der Eisenlegierung mit 32 % Cr und 10,5 % Co., I. UDK: 538.21.004.12:669.018.58-15/-124.2 ASM/SLA: P16, SGAn, 2-64, 3-68	F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar, B. Breskvar Development of magnetic anisotropy in iron alloy with 32 % Cr and 10,5 % Co, I. UDK: 538.21.004.12:669.018.58-15/-124.2 ASM/SLA: P16, SGAn, 2-64, 3-68	F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar, B. Breskvar Развитие магнитной анизотропии в сплаве железа с 32 % Cr и 10,5 % Co, I. UDK: 538.21.004.12:669.018.58-15/-124.2 ASM/SLA: P16, SGAn, 2-64, 3-68
Diplomska dela	Diplomarbeiten	Diploma Thesis	Дипломная работа
81	81	81	81



Obratovalni elektroenergetski model obločne peči za proizvodnjo jekla

Janez Bratina*

UDK: 669.187.25:621.365.2.001.5:620.9

ASM/SLA: W18s, U7c, D5a, U4k

Standardni prikaz elektroenergetskih obratovalnih karakteristik obločne peči temelji na obračunu električnega tokokroga, v katerem je lok nadomeščen z ohmsko upornostjo. Z uvedbo razmerja kratkostične induktivne in ohmske upornosti pečnega tokokroga (γ) in z uvedbo razmerja toplotnih izgub peči proti moči idealnega kratkega stika (ψ) so se univerzalno posplošile v relativnih vrednostih podane enačbe vseh električnih vrednosti in njih značilnih obratovalnih mest. Z upoštevanjem induktivne upornosti loka in njegovega konstantnega razmerja do njegove nadomestne ohmske upornosti (δ) so bile izvedene izpopolnjene enačbe za realnejše opisovanje elektroenergetskih lastnosti obločne peči. Uvedeno razmerje je tudi teoretsko utemeljilo odnos med obratovalno induktivno upornostjo in faznim faktorjem. Z meritvami delovne in jalove moči obločne peči je faktor neposredno določljiv in služi poleg faznega faktorja, ki je pri obratovanju obločne peči vodilna veličina, kot nastavitveni spremenljivi parameter elektrodne regulacije v različnih tehnoloških fazah obratovanja obločne peči. S pomočjo predloženega modela elektroenergetskih in toplotnotehničnih parametrov obločne peči je mogoča optimizacija obratovanja peči v vseh tehnoloških fazah izdelave jekla.

Uvod

Elektroobločna peč se je razvila iz agregata za izdelavo specialnih legur in žlinder, s čemer se je na prelomu stoletja ukvarjal Francoz Paul Heroult; prva enofazna obločna peč, zmogljivosti 500 kg, je bila postavljena v Remscheidu l. 1906; patentne prijave Siemens o uporabi električnega loka za taljenje težko taljivih materialov pa segajo že v leto 1879. V sto letih se je elektroobločna peč razvila v agregat, s katerim danes v svetu proizvedejo 25 % jekla, posamezne dežele (Španija, Italija) pa na ta način proizvedejo več kot 50 % svojega jekla. Največji razmah rasti elektrojekla je bil dosežen po drugi svetovni vojni, ko so se ob cenemem starem železu, ceneni električni energiji in ob nizkih specifičnih kapitalnih stroških, v primerjavi z integralnimi železarnami izpopolnjevali tako tehnologija jekla kakor sami proizvodni agregati. Velikost peči se je ustalila med 20 t in 200 t, čeprav se za posebne namene grade tudi manjše enote. Specifične transformatorske moči peči so se od prvotnih običajnih vrednosti 200 kVA/t vložka povzpele pri Ultra High Power pečeh na 600 kVA/t do 1000 kVA/t; obločna

peč je v tem obdobju povečala svojo proizvodnjo od prvotnih nekaj ton na uro na preko 100 t/h. Razvoj agregatov izjemnih moči pečnih transformatorjev je bil mogoč le na podlagi dovolj stabilnega elektroenergetskega omrežja; dosedanja cenovna razmerja, ki jih je spremljala konstantno večanje energijskih stroškov, so povzročila gradnjo vedno bolj dognanih sistemov optimalnega vodenja peči, ki so imeli nalogo dosežati čim boljše uporabo elektirčne energije, glede na angažirano moč, ter s tem dosežene nižje cene prevzete električne energije in čim boljše izrabo električne energije, t. j. izdelati jeklo s čim manjšo energijsko porabo. Optimiranje energijsko intenzivnih proizvodnih procesov, kot so obločne peči, je mogoče le na osnovi poznavanja posebnih zakonitosti, na katerih sloni pretvorba električne energije v toplotno: v nadaljevanju je prikazan obratovalni elektroenergetski model obločne peči za proizvodnjo jekla, ki poskuša na osnovi do sedaj znanega z vpeljavo novih elementov omogočiti poglobljen vpogled v nastopajoče zakonitosti.

1. STANDARDNI PRIKAZ ELEKTROENERGETSKIH RAZMER Z RELATIVNIMI VREDNOSTMI

Obratovalne karakteristike elektroobločne peči izhajajo iz obračuna elementov nadomestne sheme peči. Na **Sl. 1** so prikazane kratkostične ohmske (R_k) in induktivne upornosti (X_k), reducirane na pečno, t. j. sekundarno stran pečnega transformatorja, ter nadomestna upornost električnega loka. Če ob znani fazni napetosti (U_l) definiramo:

tok idealnega kratkega stika:

$$J_{k0} = \frac{U_l}{X_k} \quad (1)$$

moč idealnega kratkega stika:

$$P_{k0} = 3 J_{k0} U_l \quad (2)$$

razmerje kratkostičnih upornosti:

$$\gamma = \frac{X_k}{R_k} \quad (3)$$

slede kot glavni obratovalni parametri relativne vrednosti:

toka:

$$j = \frac{J}{J_{k0}} \quad (4)$$

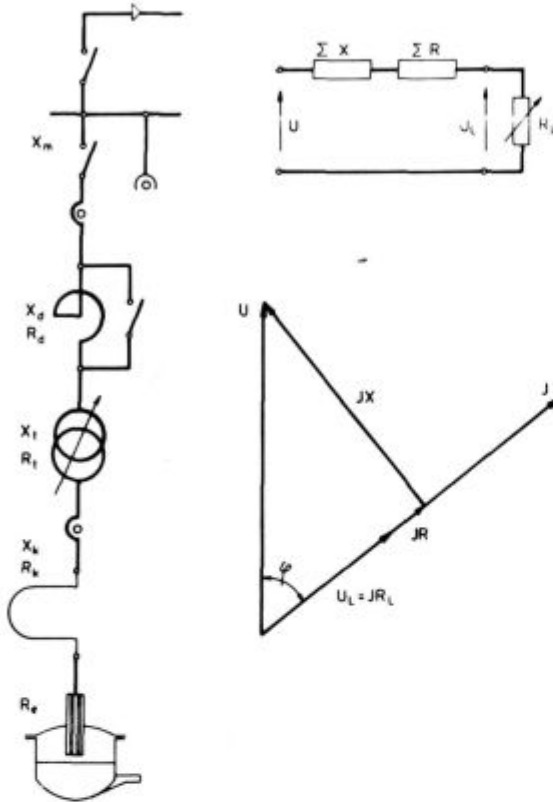
* dr. Janez Bratina, dipl. ing. el. — Železarna Ravne

Originalno publicirano: ŽEZB 23 (1989) 2

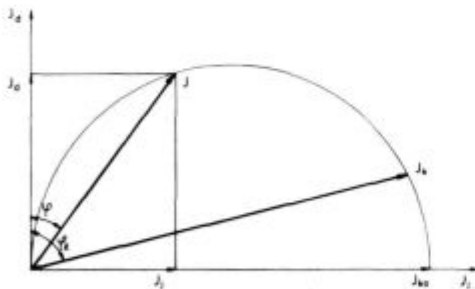
Rokopis prejet: januar 1989

moči:

$$p = \frac{P}{P_{ko}} \quad (5)$$



Slika 1.
Nadomestna shema obločne peči
Fig. 1
Substitution scheme of the arc furnace



Slika 2.
Krožni diagram obločne peči s kratkostičnimi nadomestnimi upornostmi
Fig. 2
Circle diagram of the arc furnace with the short-circuit substitution resistances

Iz krožnega diagrama po **sl. 2** neposredno sledijo:

obratovalni tok:

$$j = \sin \varphi \quad (6)$$

obratovalni fazni faktor:

$$\cos \varphi = \sqrt{1 - j^2} \quad (7)$$

delovna moč na transformatorju:

$$p_d = j \sqrt{1 - j^2} \quad (8)$$

$$p_d = \frac{1}{2} \sin 2\varphi \quad (9)$$

jalova moč na transformatorju:

$$p_j = j^2 \quad (10)$$

$$p_j = \sin^2 \varphi \quad (11)$$

navidezna moč na transformatorju:

$$p_n = j \quad (12)$$

električne izgube:

$$p_{el} = \frac{1}{\gamma} j^2 \quad (13)$$

$$p_{el} = \frac{1}{\gamma} \sin^2 \varphi \quad (14)$$

napetost na loku:

$$e = \sqrt{1 - j^2} - \frac{1}{\gamma} j \quad (15)$$

$$e = \cos \varphi - \frac{1}{\gamma} \sin \varphi \quad (16)$$

delovna moč na loku:

$$p_l = j \sqrt{1 - j^2} - \frac{1}{\gamma} j^2 \quad (17)$$

$$p_l = \frac{1}{2} \sin 2\varphi \left(1 - \frac{1}{\gamma} \tan \varphi\right) \quad (18)$$

električni izkoristek kot razmerje med delovno močjo na loku in delovno močjo na transformatorju:

$$\eta_{el} = \frac{\sqrt{1 - j^2} - \frac{1}{\gamma} j}{\sqrt{1 - j^2}} \quad (19)$$

$$\eta_{el} = 1 - \frac{1}{\gamma} \tan \varphi \quad (20)$$

Če postavimo kot relativne toplotne izgube obločne peči še razmerje med njihovo absolutno vrednostjo in močjo idealnega kratkega stika:

$$\psi = \frac{P_{izg}}{P_{ko}} \quad (21)$$

sledi enačba za

energijski izkoristek:

$$\eta_{en} = \frac{j \sqrt{1 - j^2} - \frac{1}{\gamma} j^2 - \psi}{j \sqrt{1 - j^2}} \quad (22)$$

$$\eta_{en} = 1 - \frac{1}{\gamma} \tan \varphi - \frac{2\psi}{\sin 2\varphi} \quad (23)$$

pri čemer je tudi:

$$\frac{\psi}{p_d} = \eta_{el} - \eta_{en} \quad (24)$$

Vidimo, da se da vsako obratovalno mesto obločne peči ob znanem razmerju γ definirati s faznim faktorjem $\cos \varphi$ oziroma s pripadajočim kotom φ .

Med najmarkantnejšimi parametri oziroma obratovalnimi mesti so:

1.1 Kratek stik

tok kratkega stika:

$$j_k = \frac{\gamma}{\sqrt{\gamma^2 + 1}} \quad (25)$$

$$j_k = \sin \varphi_k \quad (26)$$

fazni faktor pri kratkem stiku:

$$\cos \varphi_k = \frac{1}{\sqrt{\gamma^2 + 1}} \quad (27)$$

delovna moč pri kratkem stiku:

$$\rho_{dk} = \frac{\gamma}{\gamma^2 + 1} \quad (28)$$

$$\rho_{dk} = \frac{1}{2} \sin 2 \varphi_k \quad (29)$$

jalova moč pri kratkem stiku:

$$\rho_{jk} = \frac{\gamma^2}{\gamma^2 + 1} \quad (30)$$

$$\rho_{jk} = \sin^2 \varphi_k \quad (31)$$

navidezna moč pri kratkem stiku:

$$\rho_{hk} = \frac{\gamma}{\sqrt{\gamma^2 + 1}} \quad (32)$$

$$\rho_{hk} = \sin \varphi_k \quad (33)$$

1.2 Maksimalna delovna moč na transformatorju

tok pri maksimalni delovni moči:

$$j_{dm} = \frac{1}{\sqrt{2}} \quad (34)$$

fazni faktor pri maksimalni delovni moči:

$$\cos \varphi_{dm} = \frac{1}{\sqrt{2}} \quad (35)$$

maksimalna delovna moč na transformatorju:

$$\rho_{dm} = \frac{1}{2} \quad (36)$$

delovna moč na loku pri maksimalni delovni moči na transformatorju:

$$\rho_{adm} = \frac{\gamma - 1}{2\gamma} \quad (37)$$

električne izgube pri maksimalni delovni moči na transformatorju:

$$\rho_{eldm} = \frac{1}{2\gamma} \quad (38)$$

električni izkoristek pri maksimalni delovni moči na transformatorju:

$$\eta_{eldm} = 1 - \frac{1}{\gamma} \quad (39)$$

energijski izkoristek pri maksimalni delovni moči na transformatorju:

$$\eta_{endm} = 1 - \frac{1}{\gamma} - 2\psi \quad (40)$$

1.3 Maksimalna delovna moč na loku

tok pri maksimalni delovni moči na loku:

$$j_{lm} = \sqrt{\frac{\sqrt{\gamma^2 + 1} - 1}{2\sqrt{\gamma^2 + 1}}} \quad (41)$$

$$j_{lm} = \sin \frac{\varphi_k}{2} \quad (42)$$

fazni faktor pri maksimalni delovni moči na loku:

$$\cos \varphi_{lm} = \sqrt{\frac{\sqrt{\gamma^2 + 1} + 1}{2\sqrt{\gamma^2 + 1}}} \quad (43)$$

$$\cos \varphi_{lm} = \cos \frac{\varphi_k}{2} \quad (44)$$

maksimalna delovna moč na loku:

$$\rho_{lm} = \frac{1}{2} \cdot \frac{\gamma}{\sqrt{\gamma^2 + 1} + 1} \quad (45)$$

$$\rho_{lm} = \frac{1}{2} \operatorname{tg} \frac{\varphi_k}{2} \quad (46)$$

delovna moč na transformatorju pri maksimalni delovni moči na loku:

$$\rho_{dlm} = \frac{\gamma}{2\sqrt{\gamma^2 + 1}} \quad (47)$$

$$\rho_{dlm} = \frac{1}{2} \sin \varphi_k \quad (48)$$

električne izgube pri maksimalni delovni moči na loku:

$$\rho_{elilm} = \frac{\sqrt{\gamma^2 + 1} - 1}{2\gamma\sqrt{\gamma^2 + 1}} \quad (49)$$

električni izkoristek pri maksimalni delovni moči na loku:

$$\eta_{elilm} = 1 - \frac{1}{\sqrt{\gamma^2 + 1} + 1} \quad (50)$$

$$\eta_{elilm} = 1 - \frac{1}{\gamma} \operatorname{tg} \frac{\varphi_k}{2} \quad (51)$$

energijski izkoristek pri maksimalni delovni moči na loku:

$$\eta_{enilm} = 1 - \frac{1}{\sqrt{\gamma^2 + 1} + 1} - \frac{2\psi}{\gamma} \cdot \sqrt{\gamma^2 + 1} \quad (52)$$

1.3 Maksimalni energijski izkoristek

tok pri maksimalnem energijskem izkoristku:

$$j_l = \sqrt{\frac{\gamma\psi}{1 + 2\gamma\psi}} \quad (53)$$

fazni faktor pri maksimalnem energijskem izkoristku:

$$\cos \varphi_v = \sqrt{\frac{1 + \gamma\psi}{1 + 2\gamma\psi}} \quad (54)$$

delovna moč na loku pri maksimalnem energijskem izkoristku:

$$\rho_{l\eta} = \frac{\sqrt{\gamma\psi(1 + \gamma\psi)} - \psi}{1 + 2\gamma\psi} \quad (55)$$

delovna moč na transformatorju pri maksimalnem energijskem izkoristku:

$$\rho_{d\eta} = \frac{\sqrt{\gamma\psi(1+\gamma\psi)}}{1+2\gamma\psi} \quad (56)$$

električne izgube pri maksimalnem energijskem izkoristku:

$$\rho_{el\eta} = \frac{\psi}{1+2\gamma\psi} \quad (57)$$

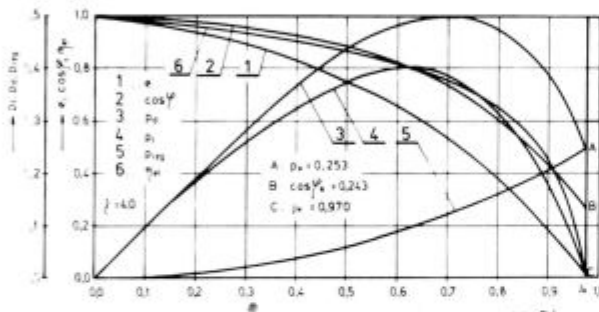
električni izkoristek pri maksimalnem energijskem izkoristku:

$$\eta_{el\eta} = 1 - \frac{1}{\gamma} \sqrt{\frac{\gamma\psi}{1+\gamma\psi}} \quad (58)$$

maksimalni energijski izkoristek:

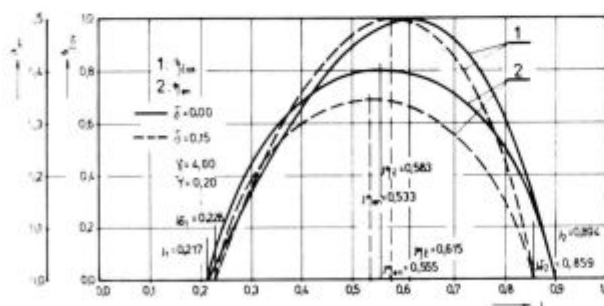
$$\eta_{en\eta} = 1 - 2 \sqrt{\frac{\psi}{\gamma} (1+\gamma\psi)} \quad (59)$$

Funkcijski poteki napetosti na loku, faznega faktorja, delovne moči na transformatorju, delovne moči na loku, električne izgube in energijski izkoristek so prikazani na obratovalnem diagramu obločne peči na sl. 3.



Slika 3.
Obratovalni diagram obločne peči
Fig. 3
Diagram of the arc furnace operation

Glede na potek krivulje energijskega izkoristka na sl. 4 je razvidno, da imamo dve obratovalni točki, kjer je energijski izkoristek peči nič: ob tem je moč na loku enaka moči toplotnih izgub.



Slika 4.
Energijski in časovni izkoristek obločne peči
Fig. 4
Energy and time yield of the arc furnace

Vrednosti toka, pri katerih je izpolnjen prejšnji pogoj, sta:

$$j_{1,2} = \sqrt{\frac{\gamma(\gamma-2\psi) \pm \gamma\sqrt{\gamma^2-4\gamma\psi(1+\gamma\psi)}}{2(\gamma^2+1)}} \quad (60)$$

Maksimalne možne toplotne izgube pokrivamo v primeru, da je $j_1 = j_2$.

Tok mejnih izgub je:

$$j_0 = \sqrt{\frac{\sqrt{\gamma^2+1}-1}{2\sqrt{\gamma^2+1}}} \quad (61)$$

$$j_0 = \sin \frac{\varphi_0}{2} \quad (62)$$

Maksimalne toplotne izgube, ki jih je mogoče pokrivati z v peč dovedeno močjo:

$$\psi_0 = \frac{(\sqrt{\gamma^2+1})-1}{2\gamma} \quad (63)$$

Pri tem je tok $j_0 = j_m = j_{m\eta}$.

Za presojo obratovalnih stanj elektroobločne peči sta pomembni še dve funkcijski odvisnosti:

— časovni izkoristek govori o izkoriščenosti moči glede na maksimalno moč na loku:

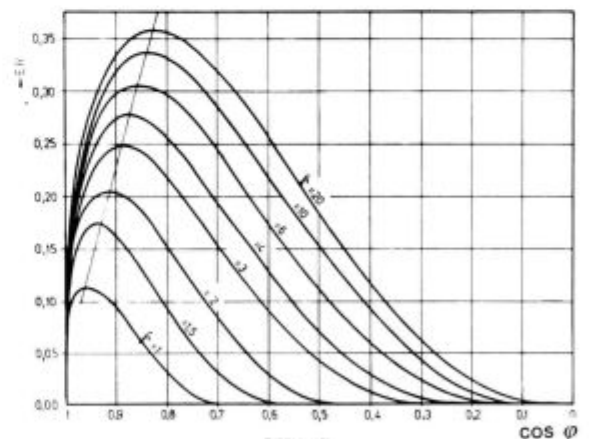
$$\eta_{cas} = \frac{j\sqrt{1-j^2} - \frac{1}{\gamma}j^2 - \psi}{\frac{1}{2} \operatorname{tg} \frac{\varphi_0}{2} - \psi} \quad (64)$$

(Izkoristek časa ima vrednost nič pri istih tokovih j_1 in j_2 kot energijski izkoristek, maksimalno vrednost pa ima vedno pri j_m)

— erozijski indeks kot merilo toplotne obremenitve obzidave; definiran je kot produkt moči loka in njegove napetosti:

$$er = j[j\sqrt{1-j^2} - \frac{1}{\gamma}j^2]^2 \quad (65)$$

$$er = [1 - \frac{1}{\gamma} \operatorname{tg} \varphi]^2 \cos^2 \varphi \sin \varphi \quad (66)$$



Slika 5.
Erozijski indeks obločne peči
Fig. 5
Erosion index of the arc furnace

Potek erozijskega indeksa kaže sl. 5. Največjo vrednost doseže ob pogoju, da je razmerje upornosti:

$$\gamma_0 = \frac{3j_0\sqrt{1-j_0^2}}{1-3j_0} \quad (67)$$

$$\gamma_0 = \frac{3 \sin \varphi_0 \cos \varphi_0}{1 - 3 \sin^2 \varphi_0} \quad (68)$$

Pri tem je njegova največja vrednost:

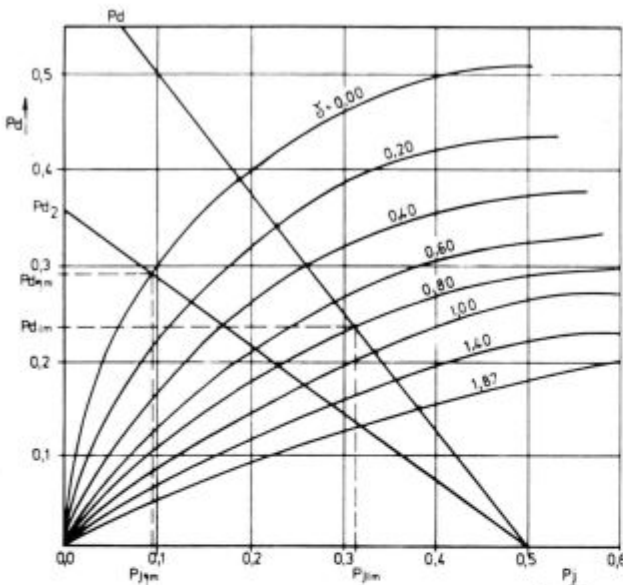
$$er_m = \frac{4}{9} \cdot \frac{j_0}{1 - j_0^2} \quad (69)$$

$$er_m = \frac{4}{9} \cdot \frac{\sin \varphi_0}{\cos^2 \varphi_0} \quad (70)$$

Tabela 1: Karakteristične vrednosti obratovanja obločne peči pri maksimalnem erozijskem indeksu za idealne razmere

Table 1: Characteristic values for the arc furnace operation at the maximal erosion index for ideal conditions

γ	δ	j	$\cos \varphi$	er_{max}	p_d	p_j
1.00	0.00	0.2699	0.9628	0.1296	0.2599	0.0728
2.00	0.00	0.3909	0.9203	0.2054	0.3598	0.1528
3.00	0.00	0.4469	0.8945	0.2484	0.3998	0.1998
4.00	0.00	0.4779	0.8783	0.2752	0.4198	0.2284
5.00	0.00	0.4969	0.8677	0.2934	0.4312	0.2470
6.00	0.00	0.5099	0.8601	0.3064	0.4386	0.2600
7.00	0.00	0.5199	0.8541	0.3162	0.4441	0.2703
8.00	0.00	0.5269	0.8498	0.3239	0.4478	0.2777
9.00	0.00	0.5319	0.8467	0.3300	0.4504	0.2830
10.00	0.00	0.5369	0.8435	0.3350	0.4530	0.2883
11.00	0.00	0.5399	0.8416	0.3392	0.4544	0.2915
12.00	0.00	0.5429	0.8397	0.3427	0.4559	0.2948
13.00	0.00	0.5429	0.8377	0.3457	0.4574	0.2981
14.00	0.00	0.5479	0.8364	0.3483	0.4583	0.3002
15.00	0.00	0.5499	0.8351	0.3506	0.4593	0.3024
16.00	0.00	0.5519	0.8338	0.3527	0.4602	0.3046
17.00	0.00	0.5529	0.8331	0.3544	0.4607	0.3058
18.00	0.00	0.5549	0.8318	0.3561	0.4616	0.3080
19.00	0.00	0.5559	0.8311	0.3575	0.4621	0.3091



Slika 6.

Izpopolnjen krožni diagram obločne peči

Fig. 6

Completed circle diagram of the arc furnace

V Tabeli 1 so izračunane vrednosti maksimalnega erozijskega indeksa v odvisnosti od razmerja upornosti γ . Poleg obratovanih diagramov (po sliki 3) je za ponazoritev obratovanih mest obločne peči še vedno najprimernejši krožni diagram. Na sliki 6 je na njem prikazanih

nekaj značilnih obratovanih mest. Za konstrukcijo obratovne točke maksimalne moči na loku je potrebno poznati vrednost moči:

$$p_{d1} = \frac{\gamma}{2} \quad (71)$$

Za konstrukcijo obratovne točke največjega energijskega izkoristka pa moč

$$p_{d2} = \sqrt{\gamma \psi (1 + \gamma \psi)} \quad (72)$$

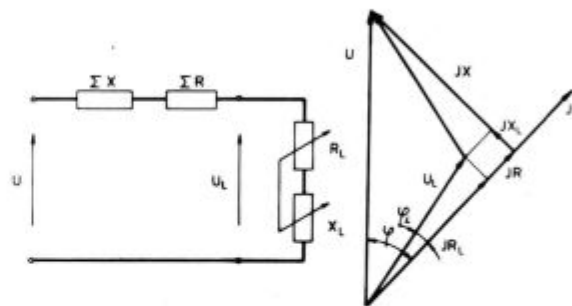
Pri največjih toplotnih izgubah, ki jih je še mogoče pokrivati, se obe konstrukcijski točki p_{d1} in p_{d2} izenačita.

2. PRIKAZ Z DODATNO INDUKTIVNOSTJO LOKA

Rezultati iz enačb prejšnjega poglavja se ne skladajo dobro z obratovnimi razmerami; izmerjene vrednosti delovne moči so manjše od pričakovanih, fazni faktorji pa slabši, kot bi smeli biti. Neskladje ima svoj vzrok v predpostavki, s katero smo električni lok nadomestili s spremenljivim ohmskim uporom, ki se spreminja od vrednosti nič pri kratkem stiku do vrednosti neskončno pri praznem teku peči. Električni lok seveda ni linearna ohmska upornost, še posebno komplicirane so njegove karakteristike v pogojih gorenja pri izmenični napetosti, ko začne lok prevajati tok šele pri vžigni napetosti oziroma ko ga preneha voditi že pri ugasnilni napetosti. Posledice se kažejo v velikih popačitvah sinusne oblike toka loka. Meritve osnovnih harmonskih komponent toka in napetosti na obločnih pečeh kažejo, da je zakasnitev prehoda toka skozi vrednost nič pri določenih razmerah v peči neodvisna od velikosti toka. Zaključimo lahko: izmenični električni lok nima le ohmske komponente upornosti, temveč tudi induktivno; za določene pogoje gorenja loka v peči sta si ti upornosti v stalnem razmerju:

$$\delta = \frac{X_L}{R_L} \quad (73)$$

Nadomestna shema elektroenergetskih parametrov obločne peči se z uvedbo razmerja δ spremeni, kot je to prikazano na sliki 7. Obračun razmer po zgornjih nadomestnih shemah nam da naslednje rezultate:



Slika 7.

Nadomestna shema obločne peči z upoštevanjem induktivne upornosti loka

Fig. 7

Substitution scheme of the arc furnace, taking in account inductive reactances of the arc

napetost na loku:

$$e = \sqrt{\frac{1}{\delta^2 + 1} - f^2 \left[\frac{\gamma - \delta}{\gamma(\delta^2 + 1)} \right]^2} - j \frac{\gamma \delta + 1}{\gamma(\delta^2 + 1)} \quad (74)$$

delovna moč na transformatorju:

$$P_d = j \sqrt{\frac{1}{\delta^2 + 1} - j^2 \left[\frac{\gamma - \delta}{\gamma(\delta^2 + 1)} \right]^2} - j^2 \frac{\delta(\gamma - \delta)}{\gamma(\delta^2 + 1)} \quad (75)$$

delovna moč na loku:

$$P_l = j \sqrt{\frac{1}{\delta^2 + 1} - j^2 \left[\frac{\gamma - \delta}{\gamma(\delta^2 + 1)} \right]^2} - j^2 \frac{\gamma \delta + 1}{\gamma(\delta^2 + 1)} \quad (76)$$

fazni faktor:

$$\cos \varphi = \sqrt{\frac{1}{\delta^2 + 1} - j^2 \left[\frac{\gamma - \delta}{\gamma(\delta^2 + 1)} \right]^2} - j \frac{\delta(\gamma - \delta)}{\gamma(\delta^2 + 1)} \quad (77)$$

Prikladnejše enačbe za določanje relativnih vrednosti moči dobimo, če izhajamo iz faznega faktorja:

navidezna moč:

$$P_n = \frac{\gamma}{\gamma - \delta} (\sin \varphi - \delta \cos \varphi) \quad (78)$$

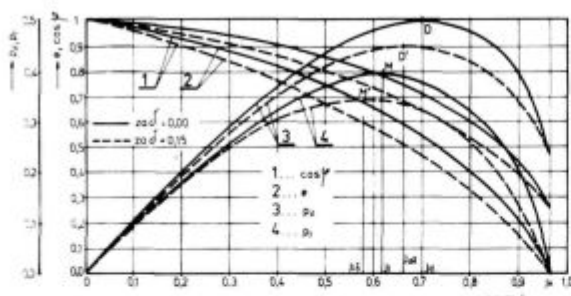
delovna moč:

$$P_d = \frac{\gamma}{\gamma - \delta} \cos \varphi (\sin \varphi - \delta \cos \varphi) \quad (79)$$

jalova moč:

$$P_l = \frac{\gamma}{\gamma - \delta} \sin \varphi (\sin \varphi - \delta \cos \varphi) \quad (80)$$

Enačbe dajejo vrednosti relativnih moči na pečnem transformatorju, t. j. na njegovi primarni strani, če vstavimo vanje primarju pripadajoči fazni faktor in razmerje upornosti, oziroma vrednosti moči na pečni, t. j. sekundarni strani transformatorja, če vstavljamo na sekundarju izmerjene vrednosti faznega faktorja in razmerja upornosti.



Slika 8

Obratovni diagram obločne peči v realnih razmerah

Fig. 8

Diagram of the arc furnace operation in real conditions

Na sliki 8 je razvidna sprememba, ki jo povzroči faktor δ na potek moči in faznega faktorja. Vidi se, da se s tem spremeni tudi lega karakterističnih obratovnih točk. Nespremenjene ostanejo samo vrednosti ob kratkem stiku.

2.1 Maksimalna delovna moč na transformatorju:

tok pri maksimalni delovni moči na transformatorju:

$$j_{dm\delta} = \frac{\gamma}{\sqrt{2}(\gamma - \delta)} \sqrt{\frac{\delta^2 + 1}{\delta \sqrt{\delta^2 + 1} + \delta^2 + 1}} \quad (81)$$

fazni faktor pri maksimalni delovni moči na transformatorju:

$$\cos \varphi_{dm\delta} = \frac{1}{\sqrt{2} \sqrt{\delta \sqrt{\delta^2 + 1} + \delta^2 + 1}} \quad (82)$$

maksimalna delovna moč na transformatorju:

$$P_{dm\delta} = \frac{\gamma}{2(\gamma - \delta) [\delta + \sqrt{\delta^2 + 1}]} \quad (83)$$

Iz pogoja za maksimalno delovno moč na transformatorju sledi, da nastopi pri nekem mejnem razmerju δ izenačitev te maksimalne moči z močjo kratkega stika; ob tem se izenačita tok maksimalne delovne moči na transformatorju in tok kratkega stika, kakor tudi pripadajoča fazna faktorja. Največje možno razmerje med induktivno upornostjo loka in njegovo nadomestno upornostjo je torej:

$$\delta_0 = \frac{\gamma^2 - 1}{2\gamma} \quad (84)$$

Tabela II: Karakteristične vrednosti obratovanja obločne peči pri maksimalni delovni moči na transformatorju ($\gamma = 4$)

Table II: Characteristic values for the arc furnace operation at the maximal effective power on the transformer ($\gamma = 4$)

γ	δ	$\cos \varphi$	j	P_d	P_l	P_n	η_{el}
4.00	0.00	.7071	.7071	.5000	.5000	.3750	.7500
4.00	0.10	.6710	.6916	.4641	.5128	.3445	.7423
4.00	0.20	.6340	.6806	.4315	.5263	.3157	.7316
4.00	0.30	.5969	.6737	.4022	.5405	.2887	.7178
4.00	0.40	.5606	.6709	.3761	.5556	.2636	.7008
4.00	0.50	.5257	.6718	.3532	.5714	.2403	.6806
4.00	0.60	.4927	.6760	.3331	.5882	.2188	.6570
4.00	0.70	.4618	.6833	.3155	.6061	.1988	.6301
4.00	0.80	.4332	.6934	.3004	.6250	.1802	.5998
4.00	0.90	.4068	.7063	.2873	.6452	.1626	.5660
4.00	1.00	.3827	.7216	.2761	.6667	.1460	.5286
4.00	1.10	.3606	.7394	.2666	.6897	.1299	.4874
4.00	1.20	.3404	.7597	.2586	.7143	.1143	.4421
4.00	1.30	.3220	.7824	.2519	.7407	.0989	.3925
4.00	1.40	.3052	.8078	.2465	.7692	.0834	.3383
4.00	1.50	.2898	.8359	.2422	.8000	.0676	.2789
4.00	1.60	.2757	.8669	.2390	.8333	.0511	.2138
4.00	1.70	.2627	.9012	.2368	.8696	.0337	.1425
4.00	1.80	.2508	.9391	.2356	.9091	.0151	.0640

V Tabeli II so izračunane obratovne vrednosti, ki so potrebne za doseganje največje delovne moči na transformatorju, v odvisnosti od razmerja δ za karakterističen parameter obločne peči $\gamma = 4$.

2.2 Maksimalna delovna moč na loku

tok pri maksimalni delovni moči loka:

$$j_{\delta} = \sqrt{\frac{\gamma^2 \sqrt{(\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1)}}{2(\gamma^2 + 1) [\sqrt{(\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1)} + (\gamma\delta + 1)]}} \quad (85)$$

fazni faktor pri maksimalni delovni moči loka:

$$\cos \varphi_{m\delta} = \frac{(\delta^2 + 1) + \sqrt{(\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1)}}{\sqrt{2(\delta^2 + 1)[(\gamma\delta + 1)\sqrt{(\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1)} + (\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1)}} \quad (86)$$

maksimalna delovna moč loka:

$$P_{m\delta} = \frac{1}{2} \frac{\gamma}{(\gamma\delta + 1) + \sqrt{(\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1)}} \quad (87)$$

V **Tabeli III** so izračunane obratovalne vrednosti, pri katerih dosegamo največje delovne moči na loku, v odvisnosti od razmerja δ za karakterističen parameter obločne peči $\gamma = 4$.

γ	δ	cos φ	j	P_d	P_l	P_t	η_{ei}
4.00	0.00	.7882	.6154	.4850	.3787	.3903	.8084
4.00	0.10	.7565	.5930	.4487	.3878	.3607	.6080
4.00	0.20	.7237	.5740	.4154	.3961	.3330	.6034
4.00	0.30	.6904	.5580	.3853	.4037	.3074	.5958
4.00	0.40	.6576	.5448	.3582	.4104	.2840	.5857
4.00	0.50	.6257	.5339	.3340	.4165	.2628	.5733
4.00	0.60	.5953	.5250	.3125	.4218	.2436	.5590
4.00	0.70	.5667	.5178	.2934	.4266	.2264	.5431
4.00	0.80	.5400	.5119	.2764	.4308	.2109	.5260
4.00	0.90	.5154	.5072	.2614	.4346	.1971	.5079
4.00	1.00	.4926	.5033	.2479	.4380	.1846	.4892
4.00	1.10	.4718	.5001	.2360	.4409	.1734	.4699
4.00	1.20	.4527	.4976	.2252	.4437	.1633	.4504
4.00	1.30	.4352	.4954	.2156	.4460	.1542	.4308
4.00	1.40	.4192	.4937	.2069	.4482	.1460	.4111
4.00	1.50	.4045	.4922	.1991	.4501	.1385	.3915
4.00	1.60	.3910	.4910	.1920	.4519	.1317	.3721
4.00	1.70	.3786	.4900	.1855	.4535	.1255	.3528
4.00	1.80	.3672	.4892	.1796	.4550	.1198	.3338

Tabela III: Karakteristične vrednosti obratovanja obločne peči pri maksimalni delovni moči na loku ($\gamma = 4$)

Table III: Characteristic values for the arc furnace operation at the maximal effective power on arc ($\gamma = 4$)

2.3 Maksimalni energijski izkoristek

Iz pogoja za ekstremno vrednost energijskega izkoristka dobimo vrednost toka, pri katerem je ta dosegljiv:

$$j_{\eta\delta} = \gamma \sqrt{\frac{\psi(\delta^2 + 1)[\gamma + 2\psi(\gamma - \delta)^2] - \psi\delta\sqrt{(\delta^2 + 1)[\gamma + 2\psi(\gamma - \delta)^2] - \gamma^2(\delta^2 + 1)}}{\gamma^2\delta^2 + [\gamma + 2\psi(\gamma - \delta)^2]^2}} \quad (88)$$

V **Tabeli IV** so izračunane obratovalne vrednosti, pri katerih dosegamo največje energijske izkoristke, v odvisnosti od velikosti razmerij δ in za karakterističen parameter obločne peči $\gamma = 4$.

Na **sliki 4** sta prikazana poteka energijskega izkoristka in izkoristka časa: vidimo, da so se z uvedbo razmerja δ spremenile vrednosti tokov, s katerima se lahko doseže ravnotežno pokrivanje toplotnih izgub.

tok za pokrivanje toplotnih izgub:

$$h_{1,2} = \sqrt{\frac{\gamma^2 - 2\gamma\psi(\gamma\delta + 1) \pm \gamma\sqrt{\gamma^2 - 4\gamma\psi(\gamma\delta + 1) - 4\psi^2(\gamma - \delta)^2}}{2(\gamma^2 + 1)}} \quad (89)$$

tok za pokrivanje maksimalnih toplotnih izgub:

$$h_0 = \frac{\gamma}{\gamma - \delta} \sqrt{\frac{(\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1) - (\gamma\delta + 1)\sqrt{(\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1)}}{2(\gamma^2 + 1)}} \quad (90)$$

maksimalne toplotne izgube:

$$\psi_0 = \frac{\gamma\sqrt{(\gamma^2 + 1)(\delta^2 + 1) - \gamma(\gamma\delta + 1)}}{2(\gamma - \delta)^2} \quad (91)$$

V **Tabeli V** so izračunane obratovalne vrednosti za mejno pokrivanje toplotnih izgub v odvisnosti od razmerij γ in za karakteristični parameter obločne peči $\gamma = 4$.

Erozijski indeks er ima pri δ podoben potek kot za idealne razmere, le da so njegove maksimalne vrednosti nižje in nastopajo pri slabših faznih faktorjih. V **tabeli VI** so izračunane obratovalne vrednosti pri maksimalnih erozijskih indeksih v odvisnosti od razmerja δ za karakterističen parameter obločne peči $\gamma = 4$.

Z vpeljavo faktorja δ se klasičen krožni diagram splošči: kot $\varphi_2 = \arctg \delta$ je tangenti kot sploščene krožnice v koordinatnem izhodišču, iz katerega vodijo krivulje konstantnih δ v skupno točko kratkega stika, in je torej

tudi najmanjši obratovalno dosegljivi fazni kot. Nasprotno pa je največji dosegljivi fazni kot pri kratkem stiku: $\varphi_k = \arctg \gamma$, oziroma pri najvišje dosegljivem razmerju $\delta = \delta_0$. Kot je razvidno iz **slike 9**, so točke maksimalne moči na loku še vedno na isti premici kot na **sliki 2**, med tem ko se točke maksimalne moči na transformatorju z rastočim razmerjem δ zmanjšujejo tako, da se pri $\delta = \delta_0$ maksimalna delovna moč na transformatorju izenači z delovno močjo kratkega stika. Omeniti je treba tudi posebnost, da ostaja maksimalna delovna moč na transformatorju ob določenem razmerju δ pri tistem faznem faktorju, ne glede na različno vrednost γ . Obratovalna mesta maksimalnega energijskega izkoristka so prikazana na **sliki 10**: nizke toplotne izgube zahtevajo nižje vrednosti relativne moči obratovanja, najvišje izgube pa je mogoče pokrivati z obratovanjem, ki zagotavlja maksimalno moč na loku, t. j. pri $\psi = P_{m\delta}$.

Tabela IV: Karakteristične vrednosti obratovanja obločne peči pri maksimalnem energijskem izkoristku ($\gamma = 4$)

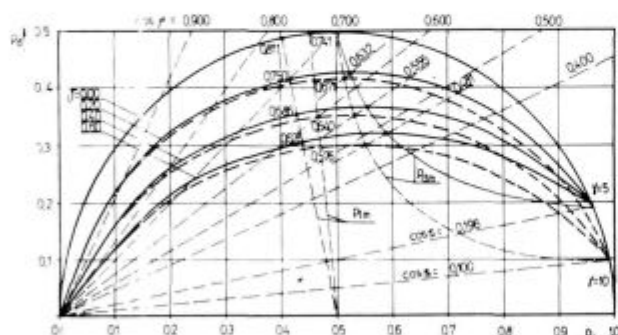
Table IV: Characteristic values for the arc furnace operation at the maximal energy yield ($\gamma = 4$)

ψ	δ	$\cos\varphi$	j	p_d	p_l	η_{el}	η_{en}
0.05	0.00	.9258	.3779	.3499	.1429	.8979	.7550
0.05	0.10	.8938	.3682	.3291	.1651	.8970	.7450
0.05	0.20	.8579	.3601	.3089	.1850	.8950	.7332
0.05	0.30	.8195	.3536	.2898	.2026	.8921	.7196
0.05	0.40	.7800	.3485	.2718	.2181	.8882	.7043
0.05	0.50	.7405	.3448	.2553	.2317	.8835	.6877
0.05	0.60	.7020	.3422	.2402	.2437	.8781	.6700
0.05	0.70	.6651	.3406	.2266	.2543	.8719	.6513
0.05	0.80	.6304	.3399	.2142	.2639	.8651	.6318
0.05	0.90	.5979	.3399	.2032	.2725	.8578	.6118
0.05	1.00	.5678	.3404	.1933	.2802	.8500	.5914
0.05	1.10	.5400	.3415	.1844	.2874	.8418	.5707
0.05	1.20	.5144	.3429	.1764	.2941	.8333	.5500
0.05	1.30	.4910	.3448	.1693	.3004	.8244	.5291
0.05	1.40	.4659	.3469	.1629	.3063	.8152	.5083
0.05	1.50	.4498	.3492	.1571	.3119	.8058	.4876
0.05	1.60	.4317	.3518	.1519	.3173	.7962	.4671
0.05	1.70	.4151	.3546	.1472	.3226	.7864	.4468
0.05	1.80	.3999	.3576	.1430	.3278	.7764	.4268
0.15	0.00	.8528	.5222	.4453	.2727	.8469	.5101
0.15	0.10	.8170	.5075	.4146	.2926	.8446	.4829
0.15	0.20	.7791	.4957	.3862	.3108	.8409	.4526
0.15	0.30	.7403	.4866	.3602	.3271	.8356	.4193
0.15	0.40	.7014	.4800	.3367	.3421	.8289	.3835
0.15	0.50	.6636	.4757	.3157	.3559	.8207	.3456
0.15	0.60	.6273	.4733	.2969	.3686	.8113	.3062
0.15	0.70	.5931	.4725	.2803	.3804	.8008	.2657
0.15	0.80	.5612	.4732	.2656	.3917	.7892	.2245
0.15	0.90	.5318	.4751	.2526	.4023	.7766	.1830
0.15	1.00	.5047	.4780	.2412	.4127	.7631	.1415
0.15	1.10	.4799	.4818	.2312	.4227	.7489	.1004
0.15	1.20	.4573	.4864	.2224	.4326	.7340	.0598
0.15	1.30	.4367	.4916	.2147	.4422	.7185	.0199
0.25	0.00	.8164	.5773	.4714	.3334	.8232	.2928
0.25	0.10	.7802	.5614	.4380	.3512	.8201	.2494
0.25	0.20	.7424	.5489	.4075	.3677	.8151	.2016
0.25	0.30	.7039	.5395	.3789	.3832	.8083	.1501
0.25	0.40	.6658	.5330	.3549	.3977	.7998	.0955
0.25	0.50	.6289	.5291	.3327	.4114	.7896	.0381
0.35	0.00	.7947	.6069	.4823	.3684	.8090	.0834
0.35	0.10	.7584	.5907	.4479	.3850	.8052	.0240

Tabela V: Karakteristične vrednosti obratovanja obločne peči pri mejnem pokrivanju toplotnih izgub ($\gamma = 4$)

Table V: Characteristic values for the arc furnace operation at the boundary compensation of thermal losses ($\gamma = 4$)

ψ	δ	j_1	$\cos\varphi_1$	j_2	$\cos\varphi_2$	j_0	$\cos\varphi_0$
0.05	0.00	.0507	.9987	.9565	.2914	.6154	.7882
0.05	0.10	.0512	.9888	.9516	.2904	.5930	.7565
0.05	0.20	.0522	.9698	.9466	.2894	.5740	.7237
0.05	0.30	.0537	.9430	.9415	.2884	.5580	.6904
0.05	0.40	.0557	.9101	.9364	.2875	.5448	.6576
0.05	0.50	.0582	.8731	.9312	.2865	.5339	.6257
0.05	0.60	.0610	.8337	.9259	.2854	.5250	.5953
0.05	0.70	.0643	.7935	.9206	.2844	.5178	.5667
0.05	0.80	.0678	.7536	.9152	.2834	.5119	.5400
0.05	0.90	.0717	.7150	.9098	.2824	.5072	.5154
0.05	1.00	.0758	.6780	.9043	.2813	.5033	.4926
0.05	1.10	.0802	.6432	.8987	.2803	.5001	.4718
0.05	1.20	.0848	.6105	.8930	.2792	.4976	.4527
0.05	1.30	.0896	.5800	.8872	.2781	.4954	.4352
0.05	1.40	.0946	.5517	.8814	.2770	.4937	.4192
0.05	1.50	.0998	.5255	.8754	.2759	.4922	.4045
0.05	1.60	.1052	.5013	.8694	.2748	.4910	.3910
0.05	1.70	.1108	.4789	.8633	.2737	.4901	.3786
0.05	1.80	.1165	.4581	.8571	.2726	.4892	.3672
.15	0.00	.1582	.9873	.9195	.3930	.6154	.7882
.15	0.10	.1618	.9670	.9034	.3918	.5930	.7565
.15	0.20	.1673	.9380	.8866	.3908	.5740	.7237
.15	0.30	.1748	.9017	.8690	.3898	.5580	.6904
.15	0.40	.1842	.8602	.8507	.3890	.5448	.6576
.15	0.50	.1957	.8153	.8313	.3882	.5339	.6257
.15	0.60	.2093	.7689	.8107	.3877	.5250	.5953
.15	0.70	.2251	.7224	.7888	.3873	.5178	.5667
.15	0.80	.2435	.6767	.7650	.3873	.5119	.5400
.15	0.90	.2648	.6325	.7391	.3877	.5072	.5154
.15	1.00	.2898	.5900	.7100	.3887	.5033	.4926
.15	1.10	.3197	.5490	.6765	.3908	.5001	.4718
.15	1.20	.3577	.5087	.6354	.3949	.4976	.4527
.15	1.30	.4142	.4656	.5761	.4043	.4954	.4352
.25	0.00	.2810	.9596	.8628	.5054	.6154	.7882
.25	0.10	.2933	.9255	.8309	.5086	.5930	.7565
.25	0.20	.3109	.8817	.7954	.5131	.5740	.7237
.25	0.30	.3354	.8291	.7548	.5198	.5580	.6904
.25	0.40	.3700	.7681	.7059	.5306	.5448	.6576
.25	0.50	.4245	.6950	.6387	.5510	.5339	.6275
.35	0.00	.4472	.8944	.7592	.6507	.6154	.7882
.35	0.10	.5063	.8178	.6739	.6878	.5930	.7565



Slika 9.

Krožni diagram obločne peči v realnih razmerah

Fig. 9

Circle diagram of the arc furnace in real conditions

V do sedaj prikazanih tabelah izračunane vrednosti osvetljujejo nekatera značilna obratovalna stanja obločne peči:

— maksimalna delovna moč na transformatorju se da doseči pri $\cos\varphi = 0.707$ le v idealiziranem primeru, ko je $\delta = 0$, sicer pa vedno pri slabšem faznem faktorju ($\cos\varphi < 0.707$) oziroma pri tokovih, ki so večji od 0,707;

— maksimalna delovna moč na loku, ki naj bi zagotavljala najintenzivnejši dovod energije v vložek, zahteva v idealiziranih razmerah obratovanje s faznim faktorjem $\cos\varphi_m = \cos\frac{\varphi_0}{2}$, kar je v vsakem primeru večja vrednost

od 0,707, sicer pa se z naraščajočim razmerjem δ znižuje. Za fazo taljenja, ki se vedno začneja z visokimi vrednostmi δ , pomeni zahteva po vsakokratni maksimalni moči loka začetno obratovanje z zelo nizkimi $\cos\varphi = 0,55 - 0,60$ in z tokovi $j = 0,50 - 0,52$, zaključek

Tabela VI: Karakteristične vrednosti obratovanja obločne peči pri maksimalnem erozijskem indeksu ($\gamma = 4$)

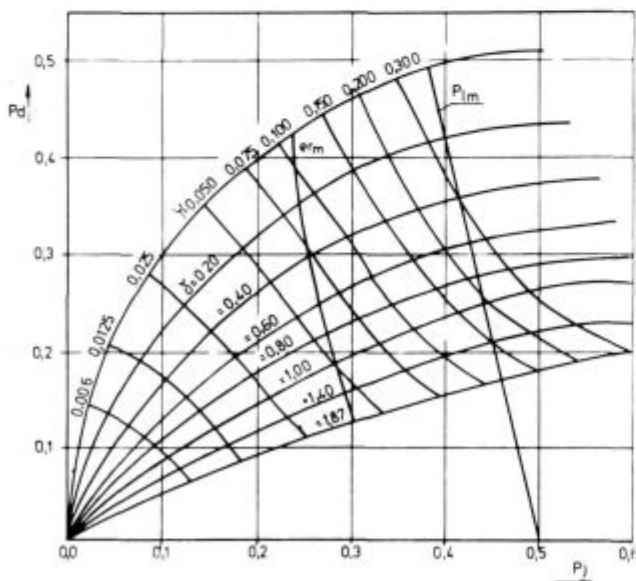
Table VI: Characteristic values for the arc furnace operation at the maximal erosion index ($\gamma = 4$)

γ	δ	j	$\cos \varphi$	$e_{f_{max}}$	ρ_d	ρ_j
4.00	0.00	0.4779	0.8783	0.2752	0.4198	0.2284
4.00	0.10	0.4519	0.8506	0.2459	0.3844	0.2376
4.00	0.20	0.4289	0.8204	0.2182	0.3519	0.2452
4.00	0.30	0.4099	0.7880	0.1926	0.3230	0.2524
4.00	0.40	0.3939	0.7544	0.1695	0.2972	0.2586
4.00	0.50	0.3809	0.7203	0.1488	0.2744	0.2642
4.00	0.60	0.3709	0.6864	0.1307	0.2546	0.2697
4.00	0.70	0.3619	0.6540	0.1149	0.2367	0.2738
4.00	0.80	0.3549	0.6228	0.1012	0.2211	0.2777
4.00	0.90	0.3499	0.5931	0.0894	0.2076	0.2817
4.00	1.00	0.3449	0.5657	0.0793	0.1951	0.2844
4.00	1.10	0.3409	0.5402	0.0705	0.1842	0.2869
4.00	1.20	0.3379	0.5164	0.0630	0.1745	0.2894
4.00	1.30	0.3359	0.4942	0.0565	0.1660	0.2920
4.00	1.40	0.3339	0.4739	0.0509	0.1582	0.2941
4.00	1.50	0.3319	0.4552	0.0460	0.1511	0.2956
4.00	1.60	0.3309	0.4377	0.0417	0.1449	0.2975
4.00	1.70	0.3289	0.4220	0.0379	0.1388	0.2982
4.00	1.80	0.3279	0.4071	0.0346	0.1335	0.2995

taljenja pa z relativno ugodnim $\cos \varphi = 0,75-0,80$, ker se ob koncu taljenja δ zmanjša na $\delta = 0,05-0,15$;

— maksimalni energijski izkoristek je odvisen tako od relativnih toplotnih izgub ψ kakor tudi od razmerja δ . Za začetek taljenja, ko imamo nizke toplotne izgube in visoko razmerje δ , zahteva obratovanje $\cos \varphi = 0,60-0,70$ oziroma tok $j = 0,32-0,34$, spremljene razmere na zaključku taljenja pa zahtevajo obratovanje s $\cos \varphi = 0,82-0,84$ in tok $j = 0,52-0,60$;

— maksimalni erozijski indeks nastopa pri idealnih razmerah za v praksi nastopajoče vrednosti $\gamma = 3-10$ pri $\cos \varphi = 0,89-0,84$ oziroma pri toku $j = 0,45-0,54$, z upoštevanjem razmerja δ pa pri nekaj nižjih vrednosti faznega faktorja oziroma pri nižjih tokovih.



Slika 10.

Krožni diagram obločne peči v realnih razmerah z mesti maksimalnih energijskih izkoristkov

Fig. 10

Circle diagram of the arc furnace in real conditions with the points of maximal energy yields

Na podlagi izvedenih zakonitosti je možna optimizacija obratovanja obločne peči glede na različne tehnološke zahteve in omejitve kakor tudi glede na specifično energijsko porabo, proizvodnost peči in minimum proizvodnih stroškov.

3. OBRATOVALNA INDUKTIVNA UPORNOST

Z uvedbo induktivne upornosti loka v nadomestno shemo obločne peči se skupna induktivna upornost ustrežno razmeram v peči povečuje: namesto z meritvami definirane kratkostične induktivne upornosti nastopa v električnem tokokrogu obločne peči takoimenovana obratovalna induktivna upornost. Učinek tega povečanja je bil večkrat ugotavljen in publiciran, vendar bolj kot napotilo za pravilno dimenzioniranje električnih parametrov peči oziroma transformatorja. Ker nas zanima predvsem razmerje obratovalne induktivne upornosti nasproti njeni kratkostični vrednosti, sledi:

$$\frac{X_0}{X_k} = 1 + \delta \frac{e}{j} \tag{92}$$

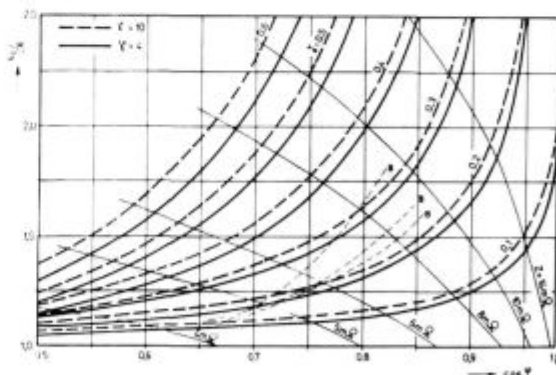
in z upoštevanjem izraza za napetost loka:

$$\frac{X_0}{X_k} = \frac{\gamma - \delta}{\delta(\delta^2 + 1)} + \sqrt{\frac{\delta^2}{j^2(\delta^2 + 1)} - \left[\frac{\delta(\gamma - \delta)}{\gamma(\delta^2 + 1)} \right]^2} \tag{93}$$

Preko zamenjave relativnega toka s faznim faktorjem dobimo poenostavljeni izraz za razmerje upornost:

$$\frac{X_0}{X_k} = \frac{\gamma - \delta}{\gamma} \cdot \frac{1}{1 - \delta \operatorname{ctg} \varphi} \tag{94}$$

Razmerje δ torej neposredno vpliva na povečanje obratovalne induktivne upornosti, prav tako kakor tudi že dosedaj empirično znano dejstvo, po katerem vodi večanje obratovalnega faznega faktorja neposredno k večanju obratovalne induktivne upornosti: z navedeno izpeljavo je empiričen odnos dobil teoretsko potrditev.



Slika 11.

Obratovalna induktivna upornost obločne peči

Fig. 11

Operational inductive reactance of the arc furnace

Slika 11 prikazuje prejšnje ugotovitve, kjer je ob vnesenih mernih vrednostih po Bowmanu¹ podana še obratovalna impedančna upornost:

$$Z_0 = \frac{X}{\sin \varphi} [\Omega] \tag{95}$$

kot karakteristična regulacijska veličina obločne peči. V **Tabeli VII** so prikazane nekatere računске vrednosti razmerja obratovalne in kratkostične induktivne upornosti.

Tabela VII: Obratovalna induktivna upornost obločne peči ($\gamma = 4$)

Table VII: Operation inductive reactance of the arc furnace ($\gamma = 4$)

γ	$\cos \varphi$	X_o/X_k	δ	P_n	P_d	P_j
4.00	0.60	1.00	0.000	.8000	.4800	.6400
4.00	0.60	1.10	0.174	.7273	.4364	.5818
4.00	0.60	1.20	0.308	.6667	.4000	.5333
4.00	0.60	1.30	0.414	.6154	.3692	.4923
4.00	0.60	1.40	0.500	.5714	.3429	.4571
4.00	0.60	1.50	0.571	.5333	.3200	.4267
4.00	0.60	1.60	0.632	.5000	.3000	.4000
4.00	0.60	1.70	0.683	.4706	.2824	.3765
4.00	0.60	1.80	0.727	.4444	.2667	.3556
4.00	0.60	1.90	0.766	.4211	.2526	.3368
4.00	0.60	2.00	0.800	.4000	.2400	.3200
4.00	0.65	1.00	0.000	.7599	.4940	.5775
4.00	0.65	1.10	0.145	.6908	.4491	.5250
4.00	0.65	1.20	0.258	.6333	.4116	.4812
4.00	0.65	1.30	0.348	.5846	.3800	.4442
4.00	0.65	1.40	0.422	.5428	.3528	.4125
4.00	0.65	1.50	0.484	.5066	.3293	.3850
4.00	0.65	1.60	0.536	.4750	.3087	.3609
4.00	0.65	1.70	0.581	.4470	.2906	.3397
4.00	0.65	1.80	0.620	.4222	.2744	.3208
4.00	0.65	1.90	0.654	.4000	.2600	.3039
4.00	0.65	2.00	0.685	.3800	.2470	.2887
4.00	0.70	1.00	0.000	.7141	.4999	.5100
4.00	0.70	1.10	0.121	.6492	.4545	.4636
4.00	0.70	1.20	0.216	.5951	.4166	.4250
4.00	0.70	1.30	0.293	.5493	.3845	.3923
4.00	0.70	1.40	0.356	.5101	.3571	.3643
4.00	0.70	1.50	0.410	.4761	.3333	.3400
4.00	0.70	1.60	0.455	.4463	.3124	.3187
4.00	0.70	1.70	0.494	.4201	.2941	.3000
4.00	0.70	1.80	0.528	.3967	.2777	.2833
4.00	0.70	1.90	0.558	.3759	.2631	.2684
4.00	0.70	2.00	0.585	.3571	.2499	.2550
4.00	0.75	1.00	0.000	.6614	.4961	.4375
4.00	0.75	1.10	0.100	.6013	.4510	.3977
4.00	0.75	1.20	0.180	.5512	.4134	.3646
4.00	0.75	1.30	0.245	.5088	.3816	.3365
4.00	0.75	1.40	0.299	.4725	.3543	.3125
4.00	0.75	1.50	0.345	.4410	.3307	.2917
4.00	0.75	1.60	0.384	.4134	.3100	.2734
4.00	0.75	1.70	0.417	.3891	.2918	.2574
4.00	0.75	1.80	0.447	.3675	.2756	.2431
4.00	0.75	1.90	0.473	.3481	.2611	.2303
4.00	0.75	2.00	0.496	.3307	.2480	.2187
4.00	0.80	1.00	0.000	.6000	.4800	.3600
4.00	0.80	1.10	0.082	.5455	.4364	.3273
4.00	0.80	1.20	0.148	.5000	.4000	.3000
4.00	0.80	1.30	0.202	.4615	.3692	.2769
4.00	0.80	1.40	0.247	.4286	.3429	.2571
4.00	0.80	1.50	0.286	.4000	.3200	.2400
4.00	0.80	1.60	0.319	.3750	.3000	.2250
4.00	0.80	1.70	0.347	.3529	.2824	.2118
4.00	0.80	1.80	0.372	.3333	.2667	.2000
4.00	0.80	1.90	0.394	.3158	.2526	.1895
4.00	0.80	2.00	0.414	.3000	.2400	.1800

Ob poznanih kratkostičnih vrednostih ohmske in induktivne upornosti je za določitev razmerja z obratovalno induktivno upornostjo potrebno v obratovanju obločne peči ugotovljati njeno vrednost preko meritev toka (J) in jalove moči (P_j):

$$X_o = \frac{P_d}{J^2} [\Omega] \quad (96)$$

Razmerje δ se dobi z upoštevanjem pripadajočega faznega faktorja:

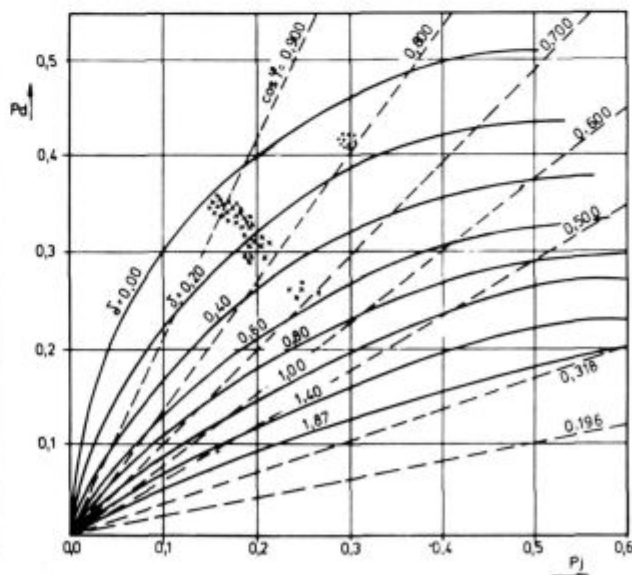
$$\delta = \frac{\gamma \left(\frac{X_o}{X_k} - 1 \right)}{\gamma \frac{X_o}{X_k} \operatorname{ctg} \varphi - 1} \quad (97)$$

Na podlagi tako dobljenih vrednosti faktorjev δ in $\cos \varphi$ je mogoče preko enačb za relativne vrednosti delovne (p_d) in jalove (p_j) moči določiti mesto obratovanja na prirejenem krožnem diagramu oziroma je mogoče obratovanje obločne peči prilagoditi optimalnim vrednostim glede na zahteve po maksimalni delovni moči na loku, po maksimalnem energijskem izkoristku ali drugih vidikih optimalnega vodenja obločne peči. Posamezne faze obratovanja obločne peči se med seboj bistveno razlikujejo:

— faza uvodnega taljenja: obratujemo z znižano napetostjo loka; lok zaradi slabih jonizacijskih pogojev težko gori in ugaša; prihaja do kratkih stikov pod posameznimi elektrodami in do občasnega dvofaznega obratovanja; obratujemo za $\cos \varphi = 0,60 - 0,75$; izmerjene so vrednosti $\delta = 0,40 - 0,70$;

— faza nazivnega taljenja: talimo z največjo močjo; električni lok gori relativno stabilno, saj se pod njim že ustvarja prva talina; vložek se tali med posameznimi elektrodami; ob rušitvi vložka v elektrodne kraterje prihaja do kratkih stikov, ki jih mora elektrodna regulacija izravnovati; obratujemo s $\cos \varphi = 0,72 - 0,82$. Posebno moderne UHP obločne peči omogočajo obratovanje z dolgim lokom, t. j. z visokim \cos . Razmerje δ se postopoma zmanjšuje od $\delta = 0,40$ na $\delta = 0,10$.

— faza raztaljenega vložka: električni lok gori zelo stabilno; v peč dovajamo bistveno zmanjšano moč, ki služi le za dvig temperature taline ali pa za vzdrževanje njene temperature. Običajno obratujemo s $\cos \varphi = 0,75$; le v primerih, ko je iz tehnoloških razlogov potrebno



Slika 12.

Prikaz obratovanja obločne peči v realnem krožnem diagramu

fig. 12

Presentation of the arc furnace operation in the real circle diagram

obratovanje z dolgim lokom, tudi s $\cos \varphi > 0,80$. Razmerje δ se ustali med vrednostjo $\delta = 0,00 - 0,15$.

Na sliki 12 prikazane izmerjene vrednosti so dobljene s pomočjo on-line računalniškega merilnega sistema, ki z digitalizacijo sinusne periode faznih napetosti in tokov, vzeti kot vzorec vsako sekundo, izračunava njihove efektivne vrednosti ter vrednosti delovne, jalove in navidezne moči in jih povpreči za poljubno izbrano število vzorcev. Merilni sistem daje tako vse tri fazne vrednosti, kar je važno za presojo delovanja elektrodne regulacije posameznih faz, kakor tudi skupne trofazne vrednosti. S pomočjo v računalnik vstavljenega modela dobimo poleg absolutnih vrednosti napetosti, toka in moči prikazane vsakokratne relativne vrednosti moči, faznega faktorja in razmerja δ . Slika 12 tudi kaže, kako so za posamezne napetostne stopnje prednastavljena obratovalna mesta elektrodne regulacije. Pri vsaki napetostni stopnji imamo določeno število obratovalnih točk, od katerih so vrednosti v času taljenja značilno razsute vzdolž obratovalnih mest konstantne impedance loka, medtem ko so posamezne točke pri dogrevanju ali vzdrževanju temperature taline skoncentrirane v točkovne grupe z majhnim trosejnjem.

4. SKLEP

Standardni prikaz elektroenergetskih obratovalnih karakteristik obločne peči temelji na obračunu električnega tokokroga, v katerem je lok nadomeščen z ohmsko upornostjo. Z uvedbo razmerja kratkostične induktivne in ohmske upornosti pečnega tokokroga (γ) in z uvedbo razmerja toplotnih izgub peči proti moči idealnega kratkega stika (ψ) so se univerzalno posplošile v relativnih vrednostih podane enačbe vseh električnih vrednosti in njih značilnih obratovalnih mest. Z upoštevanjem induktivne upornosti loka in njegovega konstantnega razmerja do njegove nadomestne ohmske upornosti (δ) so bile izvedene izpopolnjene enačbe za realnejše opisovanje elektroenergetskih lastnosti obločne peči. Uvedeno razmerje δ je tudi teoretsko utemeljilo odnos med obratovalno induktivno upornostjo in faznim faktorjem. Z meritvami delovne in jalove moči obločne peči je faktor δ neposredno določljiv in služi poleg faznega faktorja, ki je

pri obratovanju obločne peči vodilna veličina, kot nastavitveni spremenljivi parameter elektrodne regulacije v različnih tehnoloških fazah obratovanja obločne peči.

LITERATURA

1. B. Bowman: Trends in electrical Parameters of Arc Steel-making Furnaces, *Elektrowaerme International* 37 (1979)
2. K. Bretthauer: Optimierung der Anordnung der Hochstromleiter von Drehstromlichtbogenofen, *Elektrowaerme International* 41 (1983)
3. E. Markworth: Möglichkeiten einer Leistungssteigerung beim Betrieb von Lichtbogen — Schmelzofen, *Elektrowaerme International* 39 (1980)
4. W. E. Schwabe: Electric Furnace Problems: Design and Operating requirements for UHP Arc Furnaces melting Preduced Charge materials, U. I. E. 1976
5. W. E. Schwabe: Development of large Steel Furnaces from 100 t to 400 t Capacity, U. I. E. 1972
6. K. Schermer: Verminderung des Einschmelzstromverbrauches des Lichtbogenofens durch Ausnutzung der im Abgass enthaltene Waerme zum Schrotverwaermen, *Elektrowaerme International* 39 (1981)
7. H. Berger: Die elektrische und mechanische Auslegung des Elektrolichtbogenofens, *Radex Rundschau* 1 (1982)
8. G. Pfeiffer: Elektrische Auslegung und Ausruestung von Lichtbogenofenanlagen, *Radex Rundschau* 2 (1984)
9. S. Koele: Lineares elektrisches Ersatzschaltbild von Drehstromlichtbogenofen, UIE Kongres, Stockholm 1984
10. S. Koele: Lineares Ersatzschaltbild des Hochstromsystems von Drehstrom Lichtbogenofen, *Elektrowaerme International* 43 (1985)
11. M. Sakulin: Betriebsverhalten von Drehstromlichtbogenofen, 4th Arc Furnace Meeting, Budapest 1985
12. M. Karbowiczek: Optimization of the Work Parameters of Steemaking Process, 4th Arc Furnace Meeting, Budapest 1985
13. L. Perme, I. J. Schifarth: Einige Probleme bei der Untersuchung der Lichtbogenspannung, *Elektrowaerme* 15 (1957)
14. J. Bratina: Elektroenergetski ter obratovalni odnosi obločne peči za proizvodnjo jekla, *Železarski Zbornik* 3, (1969)
15. J. Bratina: Računalniško upravljanje električne moči obločnih peči, *Železarski Zbornik* 4 (1978)
16. J. Bratina: Optimalno obratovanje obločne peči za proizvodnjo jekla, *Energetika i zaštita okolja u crnoj metalurgiji* 1984
17. J. Bratina: Elektroobločna peč danes, *Železarski Zbornik* 22 (1988)

ZUSAMMENFASSUNG

Es wird eine übliche Darstellung der elektroenergetischen und Betriebsverhältnisse eines Lichtbogenofens zur Erzeugung von Stahl, mit relativen elektrotechnischen Werten gegeben. Dieses macht den Vergleich der Betriebszustände verschiedener Öfen möglich. Der Grund für die Ausführung der Gleichungen und für die Darstellung der charakteristischen Zustände ist der Strom eines idealen Kurzschlusses des Lichtbogenofens bzw. deren Stärke, und das Verhältniss des induktiven — Kurzschluss, und des ohmschen Widerstandes des Ofens. Die ausgeführten Gleichungen für die Kurzschlussverhältnisse bei der maximalen Arbeitskraft am Ofentransformator bzw. am elektrischen Lichtbogen bei maximaler Energieausnutzung, bei maximaler Zeitausnutzung, bei der Grenzbedeckung der Wärmeverluste und beim maximalen Erosionsindex geben eine

Übersicht über die mögliche Betriebsweise eines Lichtbogenofens. Mit der Einführung der zusätzlichen Induktivität des Lichtbogens, das ist des Verhältnisses des induktiven Widerstandes des Lichtbogens gegenüber dessen ohmschen Ersatzwiderstandes (δ) ist es möglich für alle angeführten Betriebszustände der Realität eine entsprechende Abrechnung zu machen, welche die bisher bekannte Anwendung des sogenannten induktiven Betriebswiderstandes des Ofens ersetzt. Aus den Gleichungen, ausgeführt in relativen Werten geht hervor, dass beim bekannten Verhältniss (γ), und beim ausgemessenen Faktor (δ), der Phasenfaktor ($\cos \varphi$) des Lichtbogenofens in deren allen betrieblichen und technologischen Phasen, die führende Grösse ist.

SUMMARY

Standard presentation of electric-energy and operating conditions of the steelmaking arc furnace with the relative electrical values is given, and thus a comparison of operating conditions can be made for various furnaces. Basis for the deduction of equations and for the presentation of characteristic conditions is the current of ideal short circuit of the arc furnace or its power, and the ratio of short-circuit inductive and ohmic resistance of the furnace. The deduced equations for the short-circuit conditions, for the conditions at the maximal effective power on the furnace transformer or on the electric arc, at the maximal energy yield, at the boundary covering of thermal losses, and at the

maximal erosion index give the possible operating conditions of the arc furnace. Introduction of the added inductivity of electric arc, i.e. the ratio of inductive reactance of the arc and its substituting ohmic resistance (δ), enables for all the previously given real operating conditions a corresponding evaluation which substitutes the so far known application of the so called operating inductive reactance of the furnace. The equations were deduced for relative values and they show that controlling quantity of the arc furnace in all the operational and technological steps is the power factor ($\cos \varphi$) if ratio γ and measured factor φ are known.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Додана стандартизиованая модель электроэнергетического отношения хода электродуговой печи для производства стали с приведением относительных электротехнических значений, что даёт возможность сравнению состояния хода различных типов печей. Основание для осуществления уравнений и для пояснения характеристических состояний представляет собой ток идеального короткого замыкания дуговой печи, относительно её мощность, а также и отношение замыкания на коротко индуктивного и омического сопротивления печи. Выведенные уравнения для замыкания на коротко для отношений при максимальном рабочем ходе относительно при максимальной мощности на трансформатору печи относительно на электрической дуге, при максимальном использовании энергии и времени, а также при ма-

ксимальном покрытию тепловых потерь и при максимальном эрозийном индексе дают обозрение над возможностью работы дуговой печи. С внесением добавочной индуктивности электрического лука, что значит отношения индуктивного сопротивления дуги против его заменимого омического сопротивления (δ), окажется возможность для всех рабочих состояний реальный соответственный подсчёт, который заменят до сих пор известное применение так называемого индуктивного сопротивления печи. Из уравнений, выведенных в относительных значениях следует, что при известном отношении (γ) и при измеренным факторе фазовой фактор ($\cos \varphi$) представляет собой ведущую величину дуговой печи при её фазах производства и технологии производственных и технологических фаз.

Korozijska odpornost legiranih litin in nerjavnih jekel v raztaljeni žilindri

Vehovar L.^{*1}, Mlakar F.^{*2} in Poklukar A.^{*3}

UDK: 669.14.018.8:669.15—196:620.193.93
ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n

Delo obravnava elektrokemične korozijske procese, s katerimi je povezana integriteta površine centrifugalnih koles, ki so v kontaktu s tekočo žilindro. Obdelani so mehanizmi korozije v raztaljenih žilindrah, izvedene pa so bile tudi številne raziskave, s katerimi smo poskušali odkriti primerno litino, ki bo v žilindri dovolj visoko korozijsko odporna, ker je žilindra v disociiranem stanju izjemno agresiven medij. Raziskave so pokazale, da so feritna ali austenitna nerjavna jekla oziroma tovrstne litine z nizko vsebnostjo ogljika dovolj odporne v kontaktu z žilindro, saj omogočajo tvorbo stabilnih pasivnih filmov z dovolj visoko repasivacijsko in zaščitno sposobnostjo.

UVOD

Delo obravnava poškodbe centrifugalnih koles iz običajnega konstrukcijskega maloogljičnega jekla, ki se uporabljajo za razprševanje tekoče žilindre v vlakna, namenjena za izdelavo kamene volne v Termiki — Škofja Loka. Pri kontaktu žilindre s temperaturo do 1400° C s kolesi, ki so z notranje strani vodno hlajena, nastajajo izrazite površinske poškodbe, katere se manifestirajo v obliki mrežastih razpok in stalnega površinskega odnašanja litine, pri čemer pa ni bilo poznano, ali gre za čiste mehanizme obrabe (abrazije), elektrokemično korozijo, ali pa za kombinacijo obeh, s prevlado enega mehanizma nad drugim. Posledica tega so pogoste prekinitve delovnega procesa (menjava koles na ca. 2 dni), katerega sledi navarjanje in strojna obdelava navarjenih površin.

Na takšni osnovi se je izoblikovala želja po uporabi odpornejšega materiala z daljšo življenjsko dobo, ki bo omogočil večjo storilnost.

korodirala (na anodi prehajala v ionsko stanje) le, če bo v kontaktu z medijem, iz katerega se kationi lahko reducirajo na katodi, na kateri reagirajo z elektroni, ki se sproščajo pri anodni reakciji. V vodni raztopini so to lahko kationi vodika, različni kovinski kationi, nastali pri disociaciji v vodi raztopljene soli (npr. Cu²⁺ ioni nastali po disociaciji modre galice), ali enostavno v vodi raztopljene molekule kisika. V raztaljeni soli ali žilindri pa so to kovinski kationi. Pri tem velja pravilo, da mora biti potencial redukcije depolarizatorjev na katodi pozitivnejši, kot je potencial reakcije oksidacije na anodi, kjer se kovina odtaplja.

Na kinetiko korozijskih procesov pa izrazito vpliva oksidacijska moč taline, ki je definirana z redoks potencialom:

$$\varnothing = \varnothing^\circ + \frac{RT}{nF} \ln \frac{a_{ox}}{a_{red}} \quad \dots (1)$$

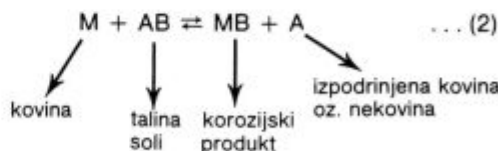
pri tem je \varnothing° standardni elektroodni potencial, R plinska konstanta, T absolutna temperatura, n valenca kovinskih ionov pri ravnotežni elektroodni reakciji, F Faradayeva konstanta, a_{ox} aktivnost oksidacijskega sredstva in a_{red} aktivnost redukcijskega sredstva.

Redoks potencial taline je torej merilo za agresivnost te do kovine. Kovina bo korodirala vse dotlej, dokler se njen potencial ne izenači z redoks potencialom taline. Če je potencial kovine žlahtnejši od redoks potenciala taline, kovina ne korodira, saj poteka reakcija ... (2) v desno le, če kovina, ki korodira, izpodriva iz taline nekovinski ali kovinski ion-kation (npr. Na⁺ iz raztaljene soli NaCl v kovinski obliki, tj. kot Na po katodni reakciji Na⁺ + e → Na, ali Mg⁺ iz disociiranega MgO kot Mg po katodni reakciji Mg⁺ + e → Mg).

KOROZIJA KOVIN V RAZTALJENIH SOLEH IN ŽILINDRAH

Sistem kovina-raztaljena sol je podoben sistemu kovina-vodna raztopina; pri slednjem veljajo elektrokemične zakonitosti korozije kovin. V raztaljenih solih bo torej kovina propadala prvenstveno zaradi elektrokemične korozije, mehanizme te pa je možno v celoti aplicirati tudi na korozijo kovin v raztaljenih žilindrah.

Večina raztaljenih soli in žilinder se nahaja v ionskem stanju, kar je osnova za elektrokemično korozijo, katere procesi se ločeno odvijajo na anodi in katodi. Kovina bo



To pa je možno, če je potencial kovine, ki korodira, negativnejši od potenciala reakcije redukcije na katodi. Hitrost korozije kovine v talini je torej odvisna od potencialne razlike med anodnim in katodnim procesom. Bolj ko je npr. talina oksidativna in bolj ko je potencial kovine negativen, tem večja je hitrost korozije.

Kovina je lahko izpostavljena talini v treh oblikah:

- v pogojih, ko ravnotežje ni doseženo,
- v pogojih, ko je možna pasivacija,
- v ravnotežnih pogojih med kovino in talino.

Korozija se pojavlja v primerih, ko ravnotežje ni doseženo, za prasko pa je zanimiva druga možnost, za ka-

^{*1} Dr. L. Vehovar, dipl. ing., SŽ-Metalurški inštitut, Lepi pot 11, Ljubljana

^{*2} F. Mlakar, dipl. ing., SŽ-Železarna Štore, Štore

^{*3} A. Poklukar, dipl. ing., Termika, Škofja Loka

Originalno objavljeno: ŽEZB 23 (1989) 2

Rokopis prejet: januar 1989

tero je značilna pasivacija, ki nastopi, ko se na površini kovine tvorijo adherentni in homogeni korozijski produkti, ki preprečujejo direkten kontakt kovine s korozijskim medijem. Pasivacijo je možno pričakovati v talinah oksidativnega tipa, pa tudi v talinah, kjer se uvaja kisik (primer vpihovanja zraka v raztaljeno žilindro pri produkciji žilindrnih vlaken). Da bi se material pasiviral, pa mora imeti tovrstno sposobnost, ki se najlaže doseže z ustreznim legiranjem (zlitine železa z dodatki Cr, Ni, Mo, Al, Si itd.).

V primerih, ko pasivacija ni možna, se korozija lahko omeji, če kovina doseže ravnotežje s talino. Pogosto je sistem podvržen le začetni koroziji, zatem pa redoks potencial taline pade, kar je lahko posledica slabe difuzije depolarizatorjev iz taline na katodo ali prepočasno odvijanje katodne reakcije zaradi zasedenosti oz. inertnosti katodnih površin.

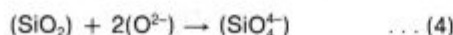
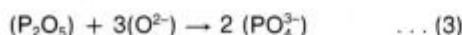
Korozija železa v raztaljenih žilindrah

Kot je že bilo omenjeno, je korozijo kovin v raztaljenih žilindrah možno primerjati z elektrokemično korozijo v vodnih raztopinah. Pri tem pa je hitrost elektrokemične korozije odvisna od potenciala redukcije depolarizatorjev na katodi, to je asimilatorjev elektronov (to so kovinski kationi iz žilindre ter v žilindri raztopljeni kisik) in kovino, ki korodira. V tej zvezi pa je pomembna molekularna oziroma ionska sestava raztaljene žilindre.

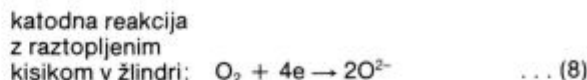
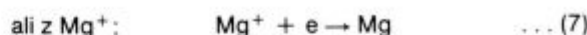
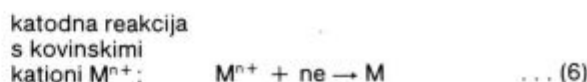
Večji del splošnega obnašanja žilindre je zajet z molekularno teorijo, po kateri je raztaljena žilindra sestavljena iz nedisociiranih kompleksnih molekul in nevezanih oksidov. Po tej teoriji so vse tiste komponente tekoče žilindre, ki so vezane v kompleksne molekule, neaktivne, s kovino pa lahko kemično reagirajo samo nevezani oksidi. Aktivnost kisika pa je pri tem izrazito odvisna od razmerja % Ca/% SiO₂ v žilindri.

Ionska teorija nudi kompleksnejšo razlago o koroziji železa v prisotnosti tekoče žilindre. Po tej teoriji je žilindra ionizirana tekočina, ki ima dobro električno prevodnost, kar pomeni, da lahko deluje enako kot vodna raztopina, tj. elektrolit, potreben za elektrokemični korozijski proces. V takšnih talinah s kislimi oksidi, kjer je kemična vez precej izražena, SiO₂ ne bo ioniziral v kovinske in kisikove ione, temveč se s kisikom tvorijo kompleksni ioni (SiO₄⁴⁻) in analogno temu npr. PO₄³⁻, BO₃³⁻ itd. Tendanca elementov k tvorbi kompleksnih oksidov narašča po takem zaporedju: Ca, Mg, Mn, Fe, Cr, Al, Si, P itd.

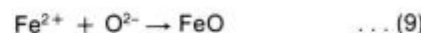
Tudi ionska oblika SiO₂ v tekoči žilindri se spreminja v odvisnosti od koncentracije kisikovih ionov (O²⁻), katerih prisotnost v žilindri je omogočena z disociacijo bazičnih in amfoternih oksidov. Če je O²⁻ ionov malo, se formirajo verige silikatnih ionov, kar povzroča precejšnjo viskoznost žilindre in njeno manjšo agresivnost. Izrazito bazični oksidi imajo sposobnost disociacije; oddajajo O²⁻ ione, kisli oksidi (npr. SiO₂, P₂O₅) pa ne kažejo to tendenco. Nasprotno, ti jih porabljajo, s tem pa se tvorijo kompleksni ioni:



Pri koroziji železa v raztaljeni žilindri, v kateri so nevezani disociirani oksidi, ki tvorijo O²⁻ anione in nekovinske ter kovinske katione, npr. kalcija, magnezija, mangana, kroma itd., potekajo primarni elektrokemični korozijski procesi na naslednji način:



S sekundarno reakcijo elektrokemičnega korozijskega procesa pa se tvorijo korozijski produkti, ki prehajajo v žilindro:



Na katodi pa lahko podobno kot mangan reagirajo tudi drugi kationi, bodisi posamezno bodisi istočasno z molekularnim kisikom, ki je raztopljen v žilindri. Kationi in molekularni kisik predstavljajo torej depolarizatorje na katodi (porabljajo elektrone) in dokler teče katodna reakcija, poteka tudi anodno odtapljanje železa. Korozija bo torej večja v bazični žilindri, ker je bolj oksidativna in ker nudi več kovinskih depolarizatorjev, nastalih z disociacijo teh oksidov. Gonilna sila korozijskega procesa bo torej potencialna razlika med anodno in katodno reakcijo. Železo bo torej korodiralo vse dotlej, dokler se njegov potencial ne izenači s potencialom reakcije redukcije depolarizatorjev na katodi. V obravnavanem primeru korozije koles pa polarizacija korozijskega procesa ni možna, ker stalno doteka sveža žilindra, zato pa je tudi korozijski proces tako radikalno izražen. Sestava žilindre, ki se rabi za produkcijo žilindrne volne in v kateri so bile tudi izvršene različne raziskave, je takale:

SiO ₂	= 41–43 %
Al ₂ O ₃	= 15–16 %
Fe ₂ O ₃ (FeO)	= 5–7 %
CaO	= 14–16 %
MgO	= 11–13 %

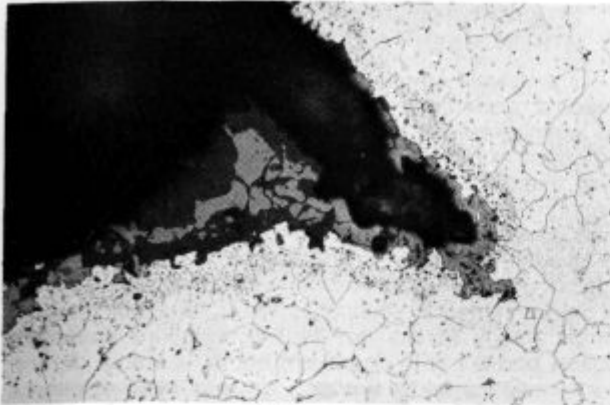


Slika 1:

Korozijsko poškodovano kolo (Ø 450 mm) zaradi delovanja raztaljene žilindre

Fig. 1

By corrosion damaged wheel (Ø 450 mm) due to action of molten slag



Slika 2:

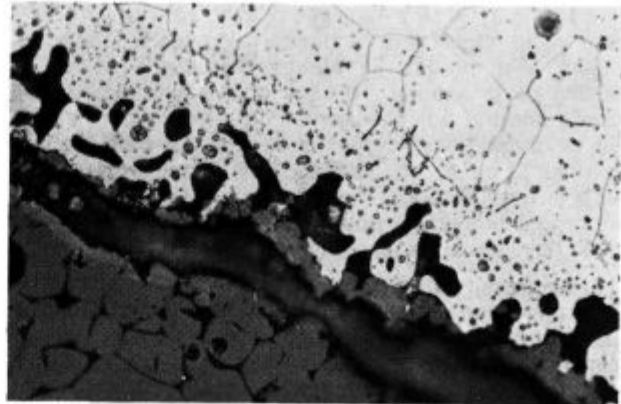
Interkristalna propagacija korozije v maloogljicnem jeklu, vrste Č.0361, v raztaljeni žilindri (pov. 200 x)

Fig. 2

Intercrystalline corrosion propagation (magn. 200 x)

Kolesa, ki se trenutno uporabljajo pri proizvodnji ter- vola, so iz konstrukcijskega maloogljicnega nelegirane- ga jekla, kvalitete Č.0361. S podobnim dodatnim materia- lom pa tudi navarjamo te po obrabi. Videz poškodb je prikazan na **sliki 1**. Največje poškodbe nastajajo v sred- njem delu, kjer je tudi kontakt z žilindro največji.

Metalografska preiskava, izdelana na prečnih obru- sih, jasno odkriva naravo trošenja materiala. Dominantna je elektrokemična korozija, ki prodira v globino pretežno po mejah kristalnih zrn (**slika 2 in 3**). Prisotno je torej selektivno anodno odtapljanje, ki po morfološkem videzu povsem spominja na selektivno oksidacijo kovine. Toda slednje predstavlja kemično korozijo, ki nastaja na mejni površini kovina-oksидativna atmosfera. Če je navzven hitrost difuzije najbolj reaktivnih, tj. termodinamično naj- manj stabilnih elementov, v zlitini manjša od hitrosti difu- zije kisika navznoter, nastopi v takšnem primeru notranja oksidacija; v nasprotnem primeru pa le površinska oksi- dacija. Ti procesi so odvisni od količine in hitrosti difuzije kisika, ki tako kontrolira proces notranje ali površinske oksidacije. Vendar pa pogoji za takšno vrsto korozije ni- so dani, saj je prisoten korozijski sistem kovina-tekoča žilindra, za katerega po literarnih podatkih (lit. 3 in 4)



Slika 3:

Enako kot na sl. 2, vendar drugo mesto; širjenje korozijskih iz- jed po mejah kristalnih zrn (pov. 500 x)

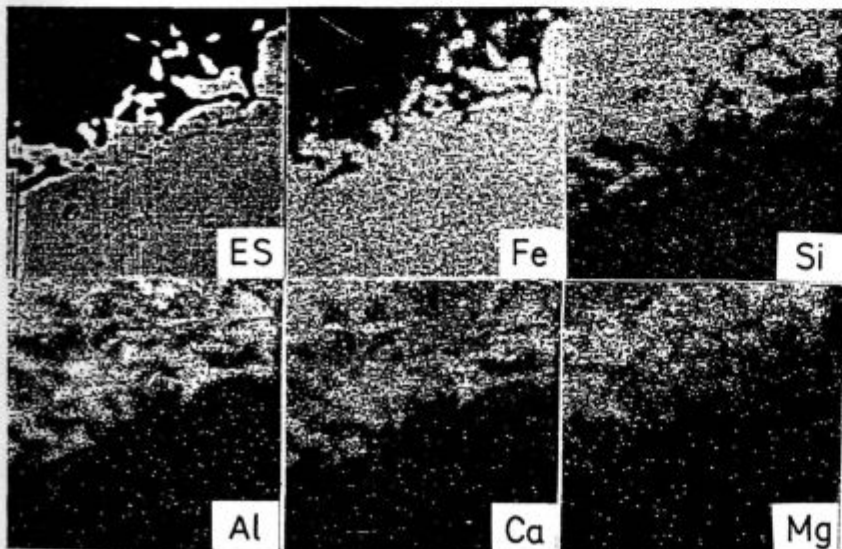
Fig. 3

Joining of corrosion cavities on grain boundaries; numerous small local pits in the interior of grains appeared on spots of im- purities and coagulated pearlite which act as anodes (magn. 500 x)

veljajo zakonitosti elektrokemične korozije, ki temelji na termodinamičnih principih delovanja sistema kovina-di- sociirana tekočina (elektrolit). Raztopljeni kisik v tekoči žilindri torej deluje kot depolarizator na katodi (asimilator elektronov po enačbi 8), to pa omogoča nemoten potek anodne parcialne reakcije (anodno odtapljanje železa v obliki Fe^{2+} ionov).

Selektivno elektrokemično odtapljanje, pa tudi selek- tivna oksidacija povzročata nastajanje številnih praznin v notranjosti materiala. Te so posledica nastajanja kon- centracijskih razlik najbolj reaktivnih elementov (npr. Cr ali C) med notranjostjo materiala in površino, na kateri se v kontaktu s korozijskim medijem (tekočo žilindro pri elektrokemični koroziji ali različnimi atmosferami v pri- meru kemične korozije) ti elementi trošijo. Pri povišanih in visokih temperaturah so procesi migracije iz notranjo- sti proti površini dovolj aktivni.

Pri maloogljicnem konstrukcijskem jeklu, iz katerega so izdelana kolesa, ogljik migrira k zunanjim površinam, na izpraznjenih mestih pa se tvorijo praznine (črne pike



Slika 4:

Elektronski posnetek elementov v korozijskih izjedah (pov. 600 x)

Fig. 4

Electron image of elements in corrosion pits (magn. 600 x)

na sliki 2 in 3), ki se z nadaljnjo difuzijo združujejo v številne večje. Ogljik ima tendenco migracije h kristalnim mejam, kjer predstavlja efektne katode, neposredna okolica pa je anodna. Tolikšna potencialna razlika povzroča anodno odtapljanje matrice v neposredni bližini mej ali drugih konstituentov anodnega tipa (različne nečistoče), ki pa so običajno izločeni po mejah zrn. Čim večja je torej vsebnost ogljika, tem slabša je korozijska odpornost (korozijski potencial je negativnejši), kar se jasno manifestira na diagramih **slike 5**.

Raziskave na elektronskem analizatorju potrjujejo elektrokemično naravo korozije, saj se v korozijskih izjedah (tudi tistih, ki so na metalografskih obrusih odmaknjene od površine) nahajajo večje količine Si, Al, Ca in Mg (**slika 4**), torej elementov, ki vstopajo v korozijski proces in se izločajo na katodnih površinah izjed na osnovi katodne reakcije kationov teh elementov, nastalih po disociaciji žilindre.

ŠTUDIJA KOROZIJSKE ODPORNOSTI LEGIRANIH LITIN IN JEKEL V RAZTALJENI ŽILINDRI

V preiskavo smo vključili legirane litine, za katere je značilna razmeroma visoka vsebnost ogljika, kar z ostalimi legirnimi elementi predvsem omogoča visoko obrabno odpornost. Naša predpostavka, da je možno z majhnimi dodatki Cr, Ni in Mo (do ca. 1 %) doseči dovolj odporne pasivne filme, se je pokazala napačna. Zato smo povečali vsebnost kroma na 20 oziroma 30 %, toda že uvodne preiskave so potrdile, da ima ogljik prevladujočo vlogo na tvorbo stabilnih pasivnih filmov pri omenjeni delovni temperaturi tekoče žilindre. Stabilnost pasivnih filmov smo v končni fazi skušali ohraniti z znižanjem ogljika pod 0,1 % in dodatkom bodisi le kroma (ferritno nerjavno jeklo) bodisi kroma in niklja (austenitno nerjavno jeklo).

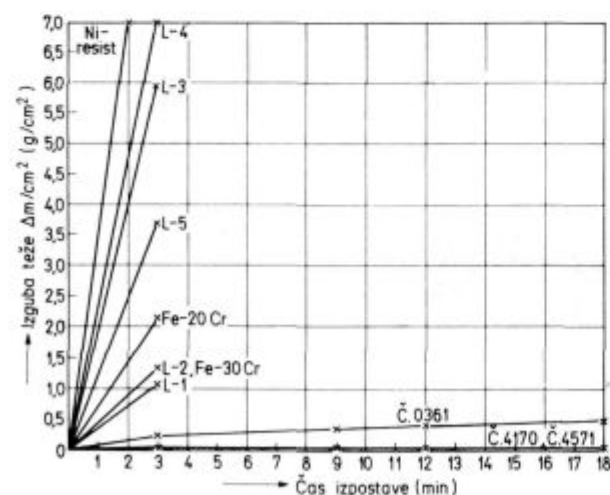
Kemična sestava litin in nerjavnih jekel, ki so bila vključena v to raziskavo, je naslednja:

Tabela 1

Oznaka litine in jekel	Kemična sestava v %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Mg	Cu
L-1	0,86	1,0	0,28	0,016	0,016	0,98	1,12	0,65		
L-2	0,83	0,78	1,12	0,017	0,015	0,96	1,18	0,67		
L-3	1,45	1,49	0,91	0,021	0,012	0,84	1,17	0,65		
L-4	1,56	1,33	1,16	0,018	0,014	0,84	1,18	0,65		
L-5	2,34	1,39	0,95	0,027	0,011	0,03	5,12	0,73		
Fe-20Cr	0,96	0,37	0,16	0,016	0,008	20,68	—	—		
Fe-30Cr	0,95	0,47	0,16	0,016	0,003	28,35	—	—		
Ni-resist	2,36	1,42	0,70	0,021	0,004	2,51	27,41	—	0,088	0,41
Č.4170 (ferritno)	0,07	0,50	1,24	0,031	0,025	16,64	0,17	0,15		
Č.4571 (austenit.)	0,03	0,23	1,93	0,029	0,002	19,69	10,12	0,04		
Č.0361	0,16									

Opomba: — obe nerjavni jekli nista bili stabilizirani
— litine so bile odlite v jekleno kokilo

Korozijska odpornost je bila določena z merjenjem izgube teže ploščatih vzorcev (70 × 70 × 6 mm), ki so



Slika 5:

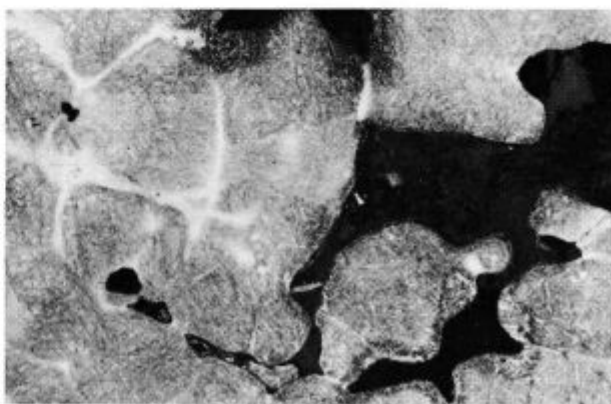
Korozijska odpornost različno legiranih litin in nerjavnih jekel v tekoči žilindri

Fig. 5

Corrosion resistance of various alloyed cast steels and stainless steels in molten slag

bili izpostavljeni v tekoči žilindri takoj po njenem izstopu iz kupolke. Rezultati so prikazani na diagramih **slike 5**.

Raziskave kažejo, da z naraščanjem vsebnosti ogljika v litini pada korozijska odpornost (večja izguba teže). Izjema je litina L-5, ki vsebuje 5,12 % niklja, vendar pa se z naraščanjem vsebnosti tega elementa korozijska odpornost drastično poslabša (primer Ni-resista). Propagacija korozije v tej litini poteka interkristalno po den-



Slika 6:

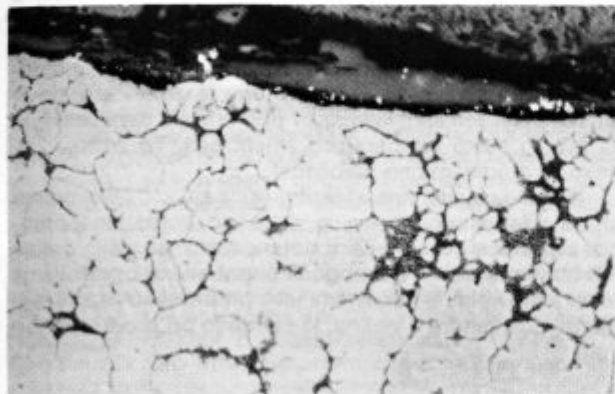
Interkristalni potek korozije v Ni-resistu (pov. 100 ×)

Fig. 6

Course of intercrystalline corrosion (magn. 100 ×)

dritnih vejah oziroma po mejah litih zrn (slika 6), ponekod pa je prisotna tudi splošna korozija. Pri Ni-resistu je zaznavno splošno odtapljanje ali pa predstavljajo efektne anode Cr karbidi, izločeni v austenitni matrici.

Signifikanten je vpliv ogljika v litini Fe-20Cr in Fe-30Cr. Visoka vsebnost kroma ob tako visokem ogljiku ne omogoča nobene zaščite. Splošna korozija prodira v notranjost v obeh primerih frontalno in z veliko hitrostjo (slika 7). Očitno je, da nobena od navedenih 8 litin ne daje ustrezne korozijske odpornosti. Prikazane korozijske razlike na diagramu slike 5 so le simbolične narave, saj izgube teže že po 3 minutah izpostave presega vse meje, ki se postavljajo za korozijsko odporne materiale.



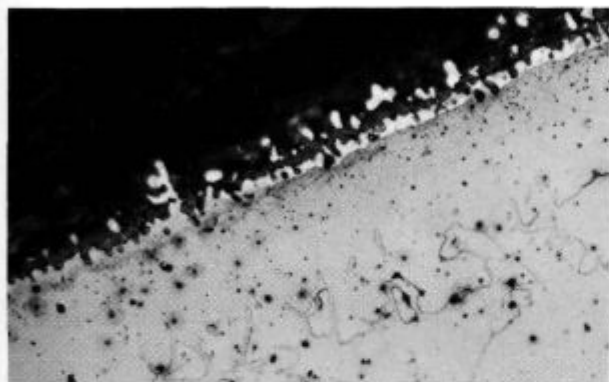
Slika 7:

Frontalen korozijski napad Fe-20Cr litine (pov. 100 ×)

Fig. 7

Frontal corrosion attack in Fe-20Cr cast steel (magn. 100 ×)

Korozija nerjavnega jekla, vrste Č.4170 ali Č.4571, napreduje v notranjost zelo počasi v obliki gostega pittinga (slika 8).



Slika 8:

V feritnem nerjavnem jeklu napreduje korozija v zunanji, s kromom osiromašeni coni v obliki gostega pittinga (pov. 200 ×)

Fig. 8

In Ferritic stainless steel corrosion propagates in form of dense pitting (magne 200 ×)

Podobno kot pri Č.0361 jeklu je tudi pri obeh nerjavnih jeklih značilna migracija najbolj reaktivnega elementa proti površini. To je krom, ki ima precej negativen korozijski potencial v odnosu na feritno ali austenitno matrico. Predstavlja anodo, ki se na površini pri kontaktu z

žilindro selektivno odtaplja, tako nastali Cr ioni pa poskušajo s kisikom tvoriti pasivne filme. Zaradi omenjene koncentracijske razlike in difuzije kroma k zunanjim površinam ostajajo v notranjosti materiala številne praznine. Te se z nadaljnjo difuzijo združujejo v večje (črne pike na sliki 8), katere na površini sovpadajo s korozijskimi piti, nastalimi po številnih repasivacijah poškodovanega pasivnega filma. Pri nerjavnih jeklih je torej nastajanje zunanjskega pasu, ki se loči po močnem barvnem kontrastu, posledica odtapljanja kroma na površini. Z EDS analizo feritnega nerjavnega jekla Č.4170 smo ugotovili, da znaša vsebnost kroma 5 μm pod površino le 3,4 utež. %, na razdalji 23 μm od površine 7,7 %, pri 46 μm 11,9 % in pri 230 μm 17,1 %, kar že ustreza vsebnosti v izhodnem materialu. Tovrstne meritve kažejo, da je žilindra izjemno agresiven korozijski medij, v katerem tudi nerjavna jekla ne morejo tvoriti visokokvalitetnih pasivnih filmov, ki običajno nastajajo z > 12 % Cr.

V primerjavi z litinami imata obe nerjavi jekli neprimerno manjše korozijske izgube. Medtem ko pri večini litin že po 3 minutah nastopi večja ali manjša perforacija preizkušancev, pa tega vzorci iz nerjavnega jekla ne kažejo. Izguba teže teh znaša po 18 minutah izpostave le 0,008 g/cm². Iz nagiba krivulj v diagramu slike 5 lahko celo sklepamo, da je vzdržljivost obeh jekel v obratovalnih pogojih velika. Problem trošenja koles je torej rešljiv na dva načina:

- reparaturno navarjanje z austenitnim ali feritnim nerjavnim dodajnim materialom,
- izdelava bandaž za kolesa iz nerjavne austenitne ali feritne litine z vsebnostjo C > 0,08 %.

V nadaljevanju preiskav smo se zaradi trenutno enostavnejše izvedbe odločili za navarjanje.

Vzroki nestabilnosti pasivnih filmov

Pri iskanju vzrokov za zelo slabo korozijsko odpornost litin smo na visokotemperaturnem mikroskopu v atmosferi argona določili temperaturo zmečičišča in tališča litin ter obeh nerjavnih jekel. Predpostavili smo, da imajo visokoogljicne legirane litine v primerjavi s korozijsko odpornejšim nerjavnim jeklom z nizko vsebnostjo ogljika precej nižje zmečičišče na kontaktni površini kovina-talina. To omogoča destrukcijo pasivnega filma na tej površini ali obratno: v »testastem« stanju kovina ne nudi stabilne podlage, na kateri bi se lahko oblikovali stabilni, dovolj debeli in kompaktni pasivni filmi. Materiali z nizkim zmečičiščem so torej v obravnavanem primeru termodinamično manj stabilni. Obstaja celo bojazen površinskega nataljevanja (Ni-resist).

Rezultati meritev na visokotemperaturnem mikroskopu so prikazani v tabeli:

Tabela 2

Material	Temperatura zmečičišča (°C)	Tališče (°C)
L-1	1300	1440
L-2	1300	1455
Fe-30Cr	1300—1350	1445
Č.4170	—	1600
Č.4571	—	1600
Ni-resist	1120	1208

Izmerjene temperature zmečičišč ter v tej povezavi možnost tvorbe stabilnih zaščitnih filmov na takšnih površinah dajejo dovolj prepričljivo sliko o uporabnosti preiskovanih litin in nerjavnih jekel v kontaktu s tekočo žilindro, katere delovne temperature znašajo med 1280 in 1400° C. Dodatno lahko trdimo, da imajo obravnavane li-

tine v primerjavi z nerjavnim jeklom precej nižji korozijski potencial, kar še bolj povečuje njihovo nestabilnost. Ta nestabilnost je odraz visoke vsebnosti ogljika, ki deluje katodno.

Korozijske preiskave navarjenih slojev

Navarjanje koles je bilo izvedeno z naslednjim dodajnim materialom, praški in varilnimi parametri:

Tabela 3

Dodajni material	Orientacijska kemična sestava žic (%)					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti
Železarne Jesenice						
Žica EPP 20/9/7Ti Ø 4 mm (avstenitna)	0,09	0,60	6,5	19,5	10	0,35
Žica EPP 17 Ø 4 mm (feritna)	0,05-0,08	0,40-0,50	0,5-0,6	17-17	—	0,45

V obeh primerih je bil uporabljen varilni prašek, vrste OP 71Cr, varilni tok 500 A in napetost 28 V. Po strojni obdelavi troslojnega navara je znašala debelina preostanka čistega vara ca. 4 mm, kar je bilo dovolj za ugotavljanje korozijske odpornosti tako navarjenih koles direktno v obratovalnih pogojih.

Izpostava koles z navarom iz EPP 20/9/7Ti potrjuje dobro obstojnost tovrstnega materiala v tekoči žilindri. Če so do sedaj uporabljena kolesa iz običajnega malogljivega jekla vzdržala v povprečju 48 ur (v tem času se tvori izjeda, prikazana na **sliki 1**), se na oplemenitenih površinah z austenitnim nerjavnim materialom porajajo prve mrežaste razpoke šele po 167 urah, kar pa proces razprševanja tekoče žilindre ne moti. Po 14 dneh neprekinjenega dela so razpoke sicer napredovale (širina do 1 mm in dolžina do 35 mm), vendar pa so preostale površine skoraj intaktne. Obnova takšnih poškodb s ponovnim, le enoslojnim navarjanjem, pa omogoča nadaljno uspešno rabo koles.

Podobno se obnašajo tudi navarjeni sloji s feritnim dodajnim materialom, vendar pa je bila po 134 urah izpo-

stava prekinjena. Zaradi neprimerne navara so se navarjeni sloji ponekod odtrgali, to pa je povzročilo nedovoljene vibracije koles, ki se vrtijo s 7000 obrati/minuto.

ZAKLJUČKI

Raziskave korozijske odpornosti različnih legiranih litin in nerjavnih jekel kažejo, da predstavlja raztaljena žilindra zelo agresiven korozijski medij. Zaradi njene visoke stopnje disociacije so katodne reakcije elektrochemičnega procesa zelo efektne, kar omogoča hitro anodno odtapljanje kovine.

Velike korozijske hitrosti so predvsem izražene pri legiranih litinah z visoko vsebnostjo ogljika ($C > 0,85\%$) in s ca. 1 % Cr, 1 % Ni in 1 % Mo oziroma pri tistih s ca. 2,34 % C ter 20–30 % Cr. Te litine imajo nizek korozijski potencial, pri delovnih temperaturah med 1280 in ca. 1400° C pa se na njihovi površini ne morejo tvoriti dovolj stabilni pasivni filmi. Vzrok tega je zmeščana površinska plast teh litin, ki imajo v primerjavi z nerjavnimi jekli precej nizko temperaturo zmeščiča. To znižuje njihovo termodinamično stabilnost.

Nerjavna austenitna ali feritna jekla s $C < 0,08\%$ tvorijo stabilnejše pasivne filme, ki dvigujejo korozijski potencial sistema k pozitivnejšim potencialom, pri višjih delovnih temperaturah. To omogoča ekonomično obratovanje navarjenih koles z nerjavnimi jekli pri procesu razprševanja tekoče žilindre v vlakna, ki se rabijo pri proizvodnji tervola.

LITERATURA

1. The International Nickel Company: Engineering Properties and Applications of Ni-resist (4. izdaja), New York, 1. 1954
2. H. T. Angus: Cast Iron-Physical and Engineering Properties, Butterworths — London, str. 32, 223–237, 366–367
3. L. L. Shreir: Corrosion — Volume 1, str. 2:110–2:119
4. Corrosion, Volume 13, Metals Handbook Ninth Edition, str. 50–55, 88–91
5. D. Božič: Hemijska metalurgija gvožđa i čelika, Naučna knjiga 5, Beograd, 1. 1967, str. 258–320.

ZUSAMMENFASSUNG

Untersuchungen über die Korrosionsbeständigkeit von verschieden legiertem Stahlguss und nichtrostender Stähle zeigen, dass geschmolzene Schlacke ein sehr aggressives Medium darstellt. Wegen des hohen Dissoziationsgrades der Schlacke sind die Katodenreaktion der elektrochemischen Prozesse sehr effektiv, wodurch ein schnelles Anodenwegschmelzen von Metall möglich ist.

Hohe Korrosionsgeschwindigkeiten sind vorallem sichtbar bei legiertem Stahlguss mit hohem Kohlenstoffgehalt ($C 0,85\%$) und ca. 1 % Cr, 1 % Ni und 1 % Mo bzw. bei diesem mit ca. 2,34 % C und 20–20 Cr. Diese Legierungen haben ein niedriges Korrosionspotenzial bei den Arbeitstemperaturen zwischen 1280 und ca. 1400° C so, dass sich an deren Oberflä-

che genügend stabile passive Filme nicht bilden können. Die Ursache dazu ist die Erweichung der Oberflächenschicht dieser Legierungen die im Vergleich zu den nicht rostenden Stählen eine ziemlich niedrige Erweichungstemperatur besitzen. Dadurch wird deren thermodynamische Stabilität niedriger, Nichtrostende austenitische oder ferritische Stähle mit dem Kohlenstoffgehalt $< 0,08\%$ bilden stabile passive Filme, die den Korrosionspotenzial des Systemes bei höheren Arbeitstemperaturen zu den positiven Potenzialen erhöhen. Dieses ermöglicht einen ökonomischen Betrieb mit nichtrostendem Stahl angeschweißten Rädern bei der Zerstäubung flüssiger Schlacke in Fasern die zur Produktion von Tervol dienen.

SUMMARY

The investigations of corrosion resistance of various cast steels and stainless steel show that molten slag is an aggressive corrosion medium. Due to its high degree of dissociation, the cathode reactions of the electrochemical process are very effective which enables fast anodic dissolution of metal.

High corrosion rates are mainly pronounced in alloyed cast steels with high carbon content ($C < 0.85\%$) and with about 1% Cr, 1% Ni and 1% Mo, and in those steels with about 2.34% C and 20–30% Cr. Those cast steels have low corrosion potential, and not enough stable passive films can be formed on their surface at the operating temperatures between 1280 and about

1400° C. The reason is the softened surface layer in these steels since they have a rather low temperature of softening in comparison with the stainless steel. Thus their thermodynamic stability is reduced.

Stainless austenitic or ferritic steel with $C < 0.08\%$ forms stable passive films which increase the corrosion potential of the system towards the more positive potentials at higher temperatures of operation. Thus cladding the wheels for desintegration of molten slag into fibres in manufacturing Tervol with stainless steel enables their more economic operation.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследования коррозионного сопротивления разных легированных сплавов нержавеющей стали показывают, что именно расплавленный шлак представляет собой очень агрессивное коррозионное средство. Вследствии его высокой степени диссоциации являются катодные реакции электрохимических процессов очень эффективными, что даёт возможность быстрой анодной плавки металла.

Соответственны большие быстроты выражены главным образом при легированном литье с высоким содержанием углерода ($C 0.85\%$) и прил. 1% Cr, 1% Ni и 1% Mo относительно при сплавах с содержанием прил. 2,34% C и 20–30% Cr. Это литье выражено с низким коррозионным потенциалом при рабочих температурах между 1280 и прил. 1400° C. При этих условиях на их поверхности не образуются

достаточно прочные пассивные filmy. Причина этому состоит в том, что плавный поверхностный слой этого литья, которые в сравнении с нержавеющей стали имеет достаточно низкую температуру смягчения, что снижает их термодинамическую стабильность.

Нержавеющие аустенитные или ферритные стали с углеродом ниже 0,08% образуют стабильные пассивные filmy, которые повышают коррозионный потенциал системы к более положительному потенциалу, при более высоких деловых температурах. Это даёт возможность выполнять экономическое производство приваренных колёс с нержавеющей стали при процессе разпыления текущего шлака в волокна, которые имеют применение при производстве тервола.

**Lastno znanje, dobro
delo in več kot stoletna
tradicija zagotavljajo
kakovost naših
izdelkov.**



**SLOVENSKE
ŽELEZARNE**



ŽELEZARNA JESENICE

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

O spinodalni premeni v zlitini železa s 5 do 24 % Co in 28 % Cr

F. Vodopivec*, M. Pristavec*, J. Žvokelj*,
D. Gnidovec* in F. Grešovnik

UDK: 669.018.58:669.112:620.187
ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2—60, 3—67

Določena je bila temperatura spinodalne premene faze α in kinetika te premene z dilatometrijo, elektronsko mikroskopijo, rentgensko spektrometrijo in izotermno evolucijo trdote.

relejnega železa, zato vsebujejo tudi nekaj nečistoč. Količina ogljika in mangana sta pod mejo, ki se navaja kot zgornja dovoljena za te vrste zlitin (12, 13). Silicij je bil v eno od zlitin legiran zato, da se poveča stabilnost faze α , vanadij pa zato, da se doseže v razponu termične obdelave še izločilna utrditev. Vse zlitine smo s kovanjem pre-

CILJ DELA

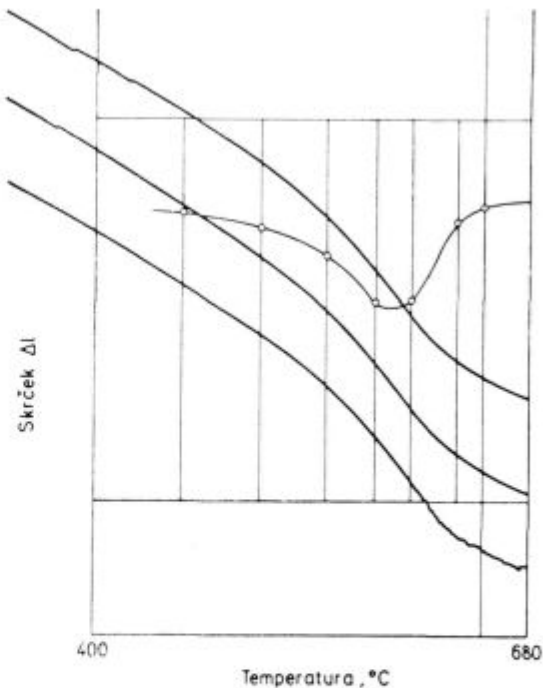
Zlitina železa z 10.5 % Co, 28 %Cr in manjšimi količinami sekundarnih elementov spada med zlitine za permanentne magnete za masovno rabo. Pred zlitinami AlNiCo, ki dosegajo le nekoliko boljše magnetne lastnosti, se odlikuje po tem, da je predelovalna v toplem in hladnem in je mehansko obdelovalna z odvzemom ostružkov, medtem ko so zlitine AlNiCo obdelovalne le z brušenjem in so nepreoblikovalne.

Sposobnost, da obdrži magnetizem, dobi zlitina tako, da v določenem intervalu temperature α faza v njej spinodalno razpade na dve komponenti, α_1 in α_2 , ki imata enako kristalno mrežo, vendar imata različno sestavo (1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9). Faza α_1 je bogatejša z železom in kobaltom. Termična obdelava obsega več stopenj; najprej žarjenje za homogenizacijo pri temperaturi nad 1000° C, gašenje, segrevanje nad spinodalno temperaturo, ohlajitev na spinodalno temperaturo in počasno kontrolirano ohlajenje ali ohlajenje v magnetnem polju. S temperaturo in trajanjem spinodalne premene se doseže določena velikost spinodalnih faz. Često se ta velikost v literaturi poimenuje kot valovna dolžina, ki vpliva predvsem na remanenco, nato pa se s počasnim ohlajanjem povečuje razlika v sestavi med fazama, pri čemer raste predvsem koercitivna sila. Z ohlajanjem v magnetnem polju se dosegajo boljše lastnosti (6, 10), lastnosti za mnoge namene uporabe pa je mogoče doseči z impulznim magnetenjem po termični obdelavi brez magnetnega polja.

Pri standardni termični obdelavi se dosegajo izotropni magneti, za mnoge namene uporabe pa so bolj primerni anizotropni magneti. Anizotropijo dosežemo tako, da se s hladno deformacijo v velikosti do 60 % spočetka izotropna spinodalna struktura pretvori v tako s podolgovato obliko spinodalnih faz (11). Cilj tega dela je predstaviti nekatera spoznanja in rezultate o spinodalni premeni, ki smo jih dosegli v okviru raziskav, usmerjenih v obladovanje procesa ustvarjanja magnetne anizotropije.

Tabela 1

	Sestava zlitin								
	Elementi 5 %							Fe	
	Co	Cr	C	Mn	Al	Ti	Si		V
1	5.4	28.3	0.022	0.16	1.16	0.54	/	/	razl. do 100 %
2	10.0	27.8	0.025	0.18	1.10	0.55	/	/	razl. do 100 %
3	14.4	27.9	0.026	0.17	1.16	0.51	/	/	razl. do 100 %
4	17.1	28.2	0.023	0.18	1.10	0.58	/	/	razl. do 100 %
5	24.4	27.9	0.028	0.16	1.11	0.57	/	/	razl. do 100 %
6	10.8	29.9	0.032	0.18	/	/	/	/	razl. do 100 %
7	10.2	28.8	0.036	0.17	/	/	0.59	0.07	razl. do 100 %



Slika 1.

Zapisi spremembe dolžine istega vzorca pri treh zaporednih ohlajanjih v dilatometru s temperature 680° C.

Fig. 1

Records of length variations of the same sample in three consecutive coolings in dilatometer from 680° C.

2. MATERIALI IN METODIKA DELA

Preizkuse smo izvršili na več zlitinah s sestavo, ki je navedena v tabeli 1. Vse zlitine smo izdelali s taljenjem v indukcijski peči iz elektrolitskega kroma in kobalta ter iz

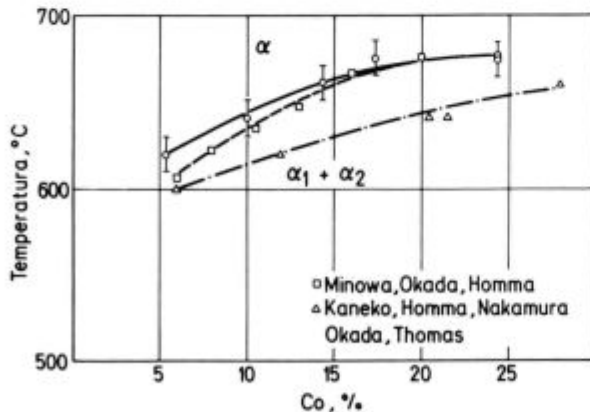
*1 prof. dr. Franc Vodopivec, dipl. ing. met. — Metalurški inštitut, Ljubljana

delali v palice s premerom okoli 10 mm in iz teh palic izdelali vzorce za preizkuse in preiskave. Dilatometrijske meritve smo izvršili na diferenčnem dilatometru z grafičnim zapisovanjem, mikrostrukturo smo opazovali v optičnem mikroskopu in v presevnem elektronskem mikroskopu. Folije za ta mikroskop smo pripravili z elektrolitskim tanjšanjem.

Termična obdelava je obsegala homogenizacijo z enournim žarjenjem pri 1000 oz. 1200 °C in gašenjem, nato so bili vzorci zadržani 30 min. pri 680 °C, preneseni v peč pri temperaturi 625 do 550 °C in gašeni. **Slika 1** prikazuje dilatometrijske krivulje, posnete pri 3-kratnem ohlajanju istega vzorca. Iz te slike je mogoče zaključiti, da je dilatometrijski zapis ohlajanja zelo razločen in ponovljiv. Z analizo teh in drugih zapisov smo pripravili vse podatke o spinodalni spremeni, ki jih opisujemo v nadaljevanju tega sestavka.

3. VPLIV KOLIČINE KOBALTA NA STABILNOST α FAZE

Na **sliki 2** je prikazana odvisnost med količino kobalta in temperaturo, pod katero faza α ni več obstojna in razpade v obe spinodalni komponenti, α_1 in α_2 . Meja področja faze α , ki je določena z dilatometrijo, se presenetljivo dobro ujema s tisto, ki je bila določena z elektronsko mikroskopijo in na podlagi magnetnih lastnosti v viru 7. Vrednost te ugotovitve ni samo v potrditvi znane odvisnosti po drugačni metodi, ampak tudi v potrditvi dilatometrije kot metode, primerne tudi za študij spinodalne premene. Na dilatometerskem zapisu je bilo mogoče določiti tudi točko, ki bi jo lahko navidezno razložili kot spodnjo mejo stabilnosti spinodalnih faz α_1 in α_2 . K razlagi tega fenomena se bomo povrnili kasneje. Dilatometrijske analize za pripravo **slike 2** smo izvršili pri hitrosti ohlajanja 300 °C/uro, ki je predpisana za standardna dilatometrijska merjenja, s katerimi se spremlja v jeklih večinoma premena faze γ v fazo α . Mehanizem spinodalne premene je popolnoma drugačen od alotropske premene, zato smo menili, da je potrebno preveriti, ali je tudi spinodalna premena podvržena podhladitvi. Na **sl. 3** vidimo, da v razponu hitrosti ohlajanja od 60 do 300 °C na uro raste temperatura začetka spinodalne reakcije, torej temperatura stabilnosti faze α . Podhladitve torej ni zara-

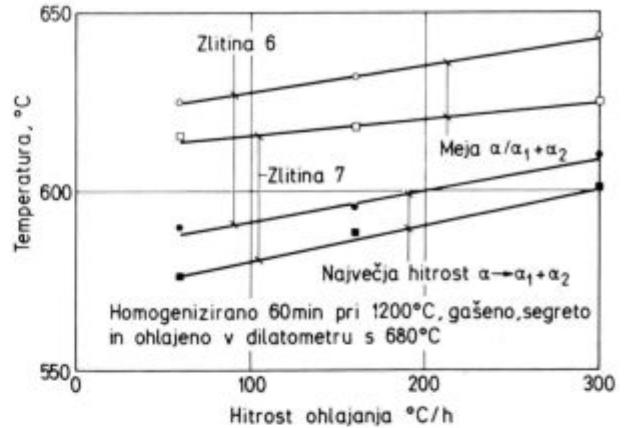


Slika 2.

Odvisnost med količino kobalta v zlitinah in temperaturno mejo spinodalne reakcije $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$. Vrisana sta podatka po virih 7 in 22.

Fig. 2

Relationship between the amount of cobalt in alloys and the boundary temperature of spinoidal reaction $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$. Data from references 7 and 22.



Slika 3.

Vpliv hitrosti ohlajanja na temperaturo spinodalne reakcije v zlitinah 6 in 7 (zgoraj) in na temperaturo največje hitrosti spinodalne reakcije (spodaj).

Fig. 3

Influence of the cooling rate on the temperature of spinoidal reaction in alloys 6 and 7 (above), and on the temperature of maximal rate of spinoidal reaction (below).

di povečanja hitrosti ohlajanja, temveč se pojavlja pri zmanjšanju hitrosti ohlajanja. Velja še opozoriti, da se isto dogaja tudi v zlitini, ki je legirana s silicijem in vanadijem, ki ima nižje premenske temperature od primerjalne zlitine brez sekundarnih legiranih elementov. Razlika je v obeh primerih visoka in zanesljivo presega ev. nenatančnost merjenja temperature v dilatometru.

Z grafičnim diferenciranjem dilatometrijskih krivulj, podobnih tistim na **sliki 1**, smo določili temperaturo največje hitrosti spinodalne premene. Kot vidimo na spodnjem delu **slike 3**, se tudi ta znižuje skoraj linearno s hitrostjo v razponu ohlajanja od 300 do 60 °C. Tudi temperatura največje hitrosti spinodalne reakcije je nižja v zlitini s silicijem in vanadijem.

Da bi lahko pojasnili **slika 3**, moramo najprej razumeti, kakšen signal dilatometer beleži pri ohlajanju zlitine iz področja obstojnosti faze α . Pri tem ohlajanju nastajata dva signala, ki se odražata na dolžini preizkušanca. Eden je skrajšanje dolžine zaradi znižanja temperature. To je enako nad temperaturnim področjem, v katerem dilatometer zazna spinodalni proces in pod njim. Dokaz za to je paralelnost dilatometrijskega zapisa nad spinodalnim področjem in pod njim. Vir drugega signala je sprememba specifičnega volumna zaradi tega, ker homogena α faza razpade v spinodalni komponenti α_1 in α_2 . Ti dve fazi imata enako mrežo kot matična faza α , vendar drugačno sestavo, zato pa drugačno mrežno konstanto in seveda različen specifični volumen. Faza α_1 je bogata z železom in kobaltom, faza α_2 pa je bogata s kromom. Kobalt in krom sta substitucijsko raztopljena v α fazi in le malo povečujeta njeno trdoto (14, 15). Sprememba mrežne konstante zaradi spremembe sestave se izraža v spremembi specifičnega volumna, ta pa povzroča koherentne napetosti, ki nastanejo pri prilagoditvi dveh kristalnih mrež enakega tipa, z majhno razliko v mrežni konstanti. O tem bomo razpravljali nekoliko kasneje, ko bomo obravnavali evolucijo trdote med izoternim žarjenjem.

Oblika dilatometrijskega zapisa jasno kaže, da se skrček hitreje zmanjšuje v temperaturnem razponu, kjer naprava zazna spinodalno reakcijo. To pove, da se zaradi spinodalne premene hitreje zmanjšuje specifični volumen, kot zaradi znižanja temperature. Možni sta dve razlagi: ali je manjši specifični volumen obeh spinodalnih

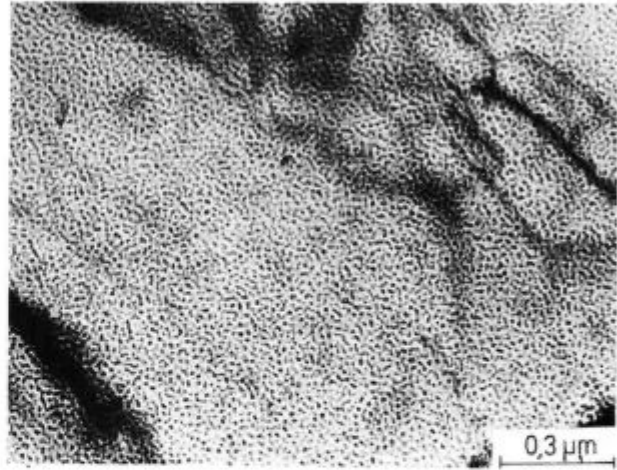
faz ali pa je manjši le specifični volumen tiste faze, ki prevzame vlogo matične faze. Verjetno je to faza α_1 , ki je obogatena z železom in kobaltom ter osiromašena s kromom.

Temelj spinodalne reakcije je prenos elementov iz ene v drugo fazo z difuzijo. To je vzrok, da se pri ohlajanju pod temperaturo največje hitrosti njena hitrost zmanjšuje, čeprav, kot bomo videli kasneje, še ni doseženo ravnotežno stanje. Dokaz za to je približevanje naklona zapisa spinodalne reakcije na **sliki 1** naklonu, ki ustreza temperaturnemu skrčku faze α . Pod določeno temperaturo dilatometer ne zazna več spinodalne reakcije, zlitina pa tudi pod to temperaturo ohranja strukturo iz spinodalnih faz α_1 in α_2 . Da bi lahko zaznali spinodalno reakcijo v dilatometru, mora v vsakem infinitezimalnem presledku časa spinodalna reakcija povzročiti skrček, ki ga zazna dilatometer. Čim počasnejše je ohlajanje, do tem nižje temperature dilatometer ta skrček zazna. Iz tega sklepamo, da dilatometer zazna spinodalno reakcijo, dokler ni skrček zaradi njenega poteka manjši od skrčka zaradi znižanja temperature, torej dokler je difuzijska mobilnost atomov zadostna, da povzroča določeno izmenjavo atomov med fazama α_1 in α_2 .

Na osnovi tega razmišljanja lahko razložimo, zakaj se temperatura reakcije $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ znižuje pri zmanjšanju hitrosti ohlajanja, zakaj prihaja torej do podhladitve pri manjši hitrosti ohlajanja. Začetek spinodalne reakcije ni alotropska reakcija, tudi ni nukleacija, kot pri izločilnem procesu, ampak je razmešanje, ki se v zlitini izvrši po zakonih statistične termodinamike. V začetku so majhne razlike v sestavi med conami, ki se bodo kasneje izoblikovale v fazi α_1 in α_2 , zato je razmešanje nestabilno in je učinkovit tudi proces ponovne homogenizacije. Lahko si predstavimo, da se v začetni fazi izmenjujeta procesa začetka razmešanja in ponovne homogenizacije. Iz dejstva, da se premenska temperatura znižuje pri zmanjšanju hitrosti ohlajanja, sklepamo, da je pri počasnem ohlajanju proces ponovne homogenizacije bolj učinkovit kot pri hitrem ohlajanju, zato nastane stabilno razmešanje šele pri neki nižji temperaturi, ko je zrasla gonilna sila za spinodalno reakcijo. Podoben model lahko uporabimo za razlago, zakaj je temperatura spinodalne premene nižja v zlitini s silicijem in vanadijem, kot v primerjalni zlitini brez teh dveh elementov. Oba elementa sta raztopljena v α fazi, njuna koncentracija se izraža z določeno termodinamično aktivnostjo, ki v obeh spinodalnih fazah ni enaka. Zato prerazdelitev osnovnih elementov spremlja tudi prerazdelitev vanadija in silicija, skladno s pogojem, da mora biti njuna aktivnost, ne količina, enaka v obeh fazah. Rezultat je, da je za začetek reakcije potrebna večja gonilna sila, ki nastane pri nižji temperaturi.

4. SPINODALNA STRUKTURA

Na **sliki 4** je prikazana spinodalna struktura osnovne zlitine po zadržanju 15 min. pri 615°C. Razločijo se **temni delci v svetlejšem matriksu**. Verjetno je **svetla faza α_1** , ki je bogata s kobaltom in železom. Pripravili smo serijo vzorcev iz primerjalne zlitine, ki so bili po homogenizaciji pri 1200°C gašeni v vodi, nato žarjeni 30 min. pri 680°C, preneseni v peč pri 615°C in držani od 5 minut do 73 ur. Na **sliki 4** in na posnetkih drugih vzorcev smo na površini 100 mm² prešteli število termnih točk, ki smo jih ocenili kot fazo α_2 . Na **sliki 5** je prikazana odvisnost med trajanjem žarjenja pri 615°C in številom delcev faze α_2 . Eksperimentalne točke se dobro ujemajo s parabolno kinetiko zmanjšanja števila delcev faze α_2 s časovnim eksponentom 0,395. V prvem približku rast površine delcev opisuje enak zakon. Če upoštevamo, da sta povr-

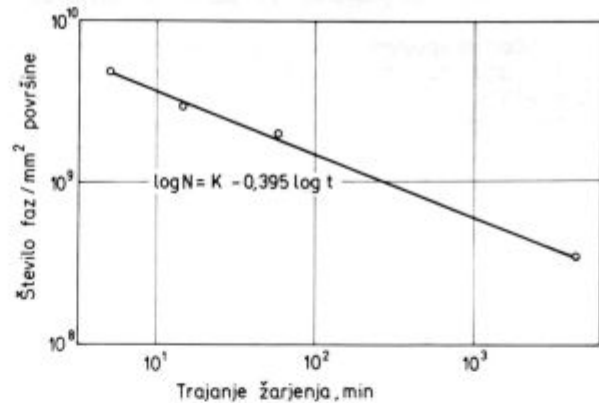


Slika 4.

Zlitina 6. Spinodalna struktura po naslednji termični obdelavi: homogenizacija 60 min. pri 1200°C, gašenje, segrevanje 30 min. pri 680°C, prenos v peč pri temperaturi 615°C, zadržanje 15 min. in gašenje. Folija je bila pripravljena z elektrolitskim tanjšanjem.

Fig. 4

Alloy 6. Spinoidal structure after the following heat treatment: homogenization annealing 60 min. at 1200°C, quenching, heating 30 min. at 680°C, transfer into furnace at 615°C, holding 15 min., and quenching. Foil was prepared by electrolytic etching.



Slika 5.

Vpliv časa zadržanja pri 615°C na število zrn faze α_2 spinodalni mikrostrukturi $\alpha_1 + \alpha_2$.

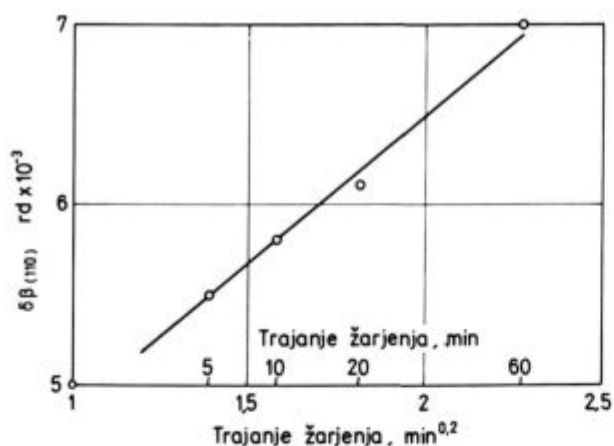
Fig. 5

Influence of holding time at 615°C on the number of grains of phase α_2 in the spinoidal microstructure $\alpha_1 + \alpha_2$.

šina in premer delcev faze α_2 povezana z razmerjem d^2/d , dobimo, da je eksponent za linearno rast 0,197. Ta vrednost se dobro ujema s tistimi, ki jih vir 9 navaja za spinodalno dekompozicijo podobne zlitine in za novejšo računalniške simulacije procesa spinodalnega razpada.

Na vzorcih, ki so bili zadržani do 60 minut pri 615°C po standardni termični obdelavi, je bila izvršena analiza na rentgenskem difraktometru. Največja uklonska intenziteta je bila pri črti $\alpha_{(110)}$. Širina te črte na polovici intenzitete je bila povezana s trajanjem izotermnega zadržanja s parabolno kinetiko (**sl. 6**) s časovnim eksponentom 0,2, torej praktično z enakim eksponentom, kot pri kinetiki linearne rasti spinodalnih faz.

Razširjenje črte $\alpha_{(110)}$ razlagamo s prerazdelitvijo osnovnih legirnih elementov, ki spremlja spinodalno trans-



Slika 6.

Vpliv časa zadržanja pri 615° C na širino črte $\alpha_{(110)}$ na polovici intenzitete.

Fig. 6

Influence of holding time at 615° C on the width of line $\alpha_{(110)}$ on the half intensity.

formacijo. Atomske volumni treh osnovnih sestavnih elementov zlitine železa, kroma in kobalta so: $V_{Fe} = 11,76 \text{ nm}^3$, $V_{Cr} = 12,001 \text{ nm}^3$ in $V_{Co} = 11,128 \text{ nm}^3$ (16). Sprememba sestave faz zaradi spinodalne reakcije inducira spremembo specifičnega volumna, ki se izraža v spremembi mrežne konstante in v razliki v izmerjeni širini črte $\alpha_{(110)}$.

Identičen eksponent za kinetiko rasti linearne velikosti spinodalnih faz in mrežnega parametra vodi k sklepu, da sta velikost in sestava spinodalnih faz dva neodvisna parametra. Drugače rečeno: določeni velikosti spinodalnih faz je pripisana določena razlika v sestavi, vsaj po kratkih časih izotermnega trajanja spinodalne transformacije, ki so značilni za termomagnetno obdelavo te vrste zlitin.

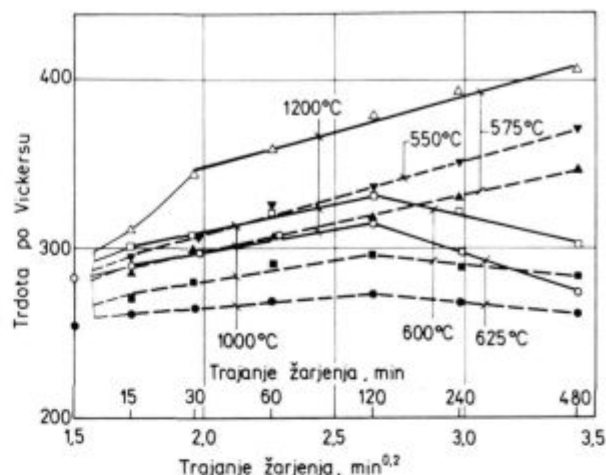
Povedati je potrebno, da je v viru 9 objavljen diagram, ki kaže, da je dosežena konstantna koncentracija kroma v fazi α_2 že po nekaj minutah zadržanja pri 600° C. Ta podatek ni skladen z našimi meritvami mrežnega parametra, in seveda tudi s pravkar predstavljeno razlago soodvisnosti med sestavo in velikostjo spinodalnih faz. Dodaten dokaz, da reakcija še ni končana po nekaj minutah, bo predstavljen v naslednji točki te razprave, kjer bomo videli, da trdota zlitin raste še po večurnem izotermnem zadržanju.

Evolucija trdote med spinodalno spremeno

Za več zlitin je bila določena evolucija trdote med izotermnim zadržanjem v razponu temperature med 525 in 625° C v trajanju od 15 minut do 8 ur (17). Povzemamo le rezultate dveh zlitin, ki se nam zdijo potrebni za boljše spoznavanje kinetike in mehanizma spinodalne premene ter njeno prepletanje z izločilno utrditvijo v intervalu spinodalnih temperatur.

Na sliki 7 je prikazana evolucija trdote pri žarjenju osnovne zlitine v razponu temperatur 625 do 550° C po homogenizaciji pri 1000 in 1200° C. Pri najnižji temperaturi spinodalne premene 525° C je bil porast trdote zelo počasen in ni dal podatkov, ki bi jih lahko uporabili pri razlagi spinodalne premene.

Po homogenizaciji pri 1000° C trdota počasi raste, pri zadrževanju pri 625 in 600° C doseže nek maksimum, nato spet počasi pada po kinetiki, ki jo opisuje izraz po-



Slika 7.

Sprememba trdote pri zadržanju zlitine 6 pri temperaturah 625, 600, 575 in 550° C. Termična obdelava: homogenizacija 60 min. pri 1000 oz. 1200° C, gašenje, žarjenje v svinčeni kopeli pri različnih temperaturah in gašenje.

Fig. 7

Hardness variation in holding alloy 6 at 625, 600, 575, and 550° C. Heat treatment: homogenization annealing 60 min. at 1000 or 1200° C, quenching, annealing in lead bath at various temperatures, and quenching.

dobnega tipa. Pri nižjih temperaturah, 575 in 550° C, trdota raste hitreje v vsem časovnem intervalu žarjenja. Pri vseh 4 temperaturah je mogoče naraščanje trdote (ΔH) v odvisnosti od časa žarjenja (t) opisati s parabolo oblike $\Delta H = Kt^{0.2}$.

Pri izotermnem zadržanju, med katerim poteka spinodalna reakcija, se lahko trdota spreminja iz naslednjih razlogov:

- zaradi razpada faze α v spinodalni fazi α_1 in α_2 ;
- zaradi spremembe v velikosti spinodalnih faz;
- zaradi naraščanja razlike v sestavi spinodalnih faz in
- zaradi tvorbe karbidov in ogljika, ki se je pri temperaturi homogenizacije raztopil v fazi α .

Bogatenje železa s kromom ali s kobaltom v raztopini ne povečuje pomembno trdote faze α (14, 15). Iz tega sklepamo, da razmešanje faze α v dve komponenti, od katerih ena postaja bogatejša s kromom, druga pa s kobaltom, ne mora povečati trdote v znatni meri samo zato, ker se obe fazi utrjujeta z elementi v trdni raztopini. Če to drži, potem tudi velikost spinodalnih faz ne more direktno vplivati na trdoto, saj se njuna trdota zaradi spremembe v sestavi le malo spreminja. Torej povečanje trdote s podaljšanjem žarjenja ni v zvezi z nastankom in velikostjo spinodalnih faz.

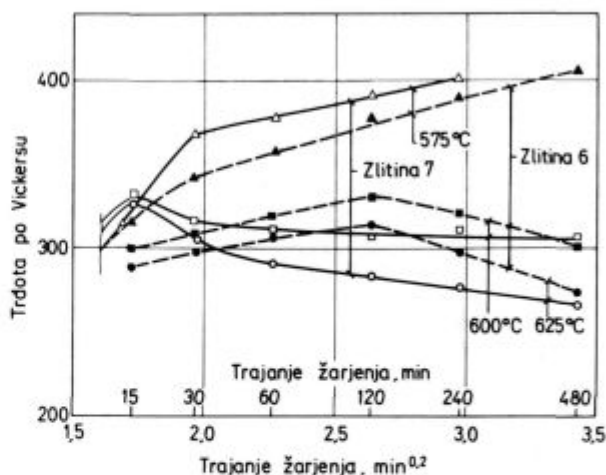
Razmešanje v sestavi, ki spremlja spinodalno spremeno, ima za posledico spremembo mrežnega parametra in specifičnega volumna, ki se izraža v popačitvi širine črte $\alpha_{(110)}$ (sl. 6). Specifični volumen se spreminja, ko se v določenem matriksu nadomeščajo atomi z različnim specifičnim volumnom. Zaradi tega lahko spremljamo spinodalno reakcijo v dilatometru in beležimo s strukturalno analizo razširjenje črte $\alpha_{(110)}$. Torej izmenjava elementov povzroča majhne, vendar ne zanemarljive spremembe v mrežni konstanti. Ker ostaja osnovna mreža ista, se obe fazi prilagajata druga drugi, torej ostajata koherentni, tako da na njuni meji nastajajo elastične napetosti, ki so izvor za povečanje trdote. Pričakovati je, da bo kumulativna notranjih napetosti oz. narastek trdote sorazmeren

razliki v mrežnem parametru med obema fazama. Ta raste s parabolično kinetiko z eksponentom 0.2. Logičen je torej sklep, da bo tudi koherentni narastek trdote, v nadaljevanju ga imenujemo spinodalna trdota, opisovala ista parabolična kinetika. Tako kinetiko vidimo na **sliki 7**, kjer je narastek trdote proporcionalen trajanju žarjenja, ki je izraženo v parabolični obliki $t^{0.2}$.

V enakih pogojih žarjenja po homogenizaciji pri 1200°C se doseže večja trdota, kot po homogenizaciji pri 1000°C . Te razlike ne moremo razlagati z razliko v velikosti spinodalnih faz iz naslednjih razlogov: Po homogenizaciji pri višji temperaturi najdemo v trdni raztopini v α fazi več sekundarnih elementov, zato se razlaga efekt temperature homogenizacije z večjo količino sekundarnih elementov v trdni raztopini. Postavlja se, da je po žarjenju pri isti temperaturi dosežena enaka velikost spinodalnih faz, neodvisno od temperature homogenizacije. Indirektno podporo za ta sklep najdemo na **slikah 5 in 7**, kjer vidimo, da manjši velikosti spinodalnih faz ustreza manjši narastek trdote po žarjenju pri določeni temperaturi. Dejstvo, da je trdota višja po žarjenju pri homogenizaciji pri višji temperaturi, zato lahko najverjetneje povežemo z večjo izločilno utrditvijo zaradi tvorbe kromovega karbida, in ne z velikostjo in sestavo spinodalnih faz. Na osnovi **slike 7** ni mogoče odgovoriti na vprašanje, ali se izvrši izločilna utrditev paralelno z spinodalno ali eden od mehanizmov utrditve prehitveva.

S ciljem, da najdemo pravi odgovor, smo opredelili tudi kinetiko utrditve naraščanja trdote v odvisnosti od časa izotermnega žarjenja tudi v zlitini 7 z dodatkom vanadija. Poznano je namreč, da precipitacija kubičnih karbidov ali karbonitridov, na primer vanadijevega in niobijevega karbonitrida, izločilno utrdi ferit, torej fazo α . Pri enaki sestavi je utrditev obratnosorazmerna kubu volumna precipitativ (18). Kinetika utrditve je odvisna od difuzivnosti vanadija oz. niobija, ker je difuzija teh dveh kovin pri isti temperaturi mnogo počasnejša od difuzije ogljika oz. dušika. Sklepali smo, da bo zaradi dodatka vanadija prišlo do izločilne utrditve, ki bo počasnejša od tiste zaradi precipitacije kromovega karbida, ker je vsebnost vanadija v zlitini mnogo nižja od vsebnosti kroma. Zato morajo atomi vanadija napraviti daljšo pot do izločilnih kalijev ali atomov kroma, torej bo izločilni proces počasnejši. Na **sliki 8** je prikazana kinetika naraščanja trdote zlitin 6 in 7 po homogenizaciji pri 1200°C . Kinetika utrditve obeh zlitin se jasno razlikuje. Verjetno je absolutna razlika v trdoti odvisna tudi od razlike v sestavi med zlitinama, vendar je tudi jasno, da se pojavi razlika v trdoti, ki jo lahko pripišemo samo tvorbi vanadijevega karbonitrida. Pri visoki temperaturi je dosežen maksimum trdote po kratkem izotermnem zadržanju. V nadaljevanju žarjenja pa se trdota znova znižuje. Pri nizki temperaturi žarjenja trdota enakomerno narašča s podaljšanjem žarjenja in je večja v zlitini z vanadijem, kot v zlitini brez vanadija. Končna trdota po žarjenju pri visoki temperaturi je nižja v zlitini z vanadijem. To seveda pove, da je večja trdota po žarjenju pri nižji temperaturi predvsem posledica izločilne utrditve zaradi vanadijevega karbida. Realna trdota je seštevek spinodalne in izločilne utrditve in je parabolično naraščanje trdote pri obeh zlitinah verjetno le slučajno.

Omenili smo že, da je naraščanje trdote zaradi tvorbe kromovega karbida lahko samo hitrejše od naraščanja trdote zaradi vanadijevega karbida, zato ker imajo vanadijevi atomi daljše difuzijske poti v razredčeni raztopini. Zato je upravičen sklep, da se večji del narastka trdote zaradi tvorbe kromovega karbida izvrši v času, krajšem od 15 minut. Dalje je mogoče zaključiti, da absolutna trdota zlitine brez vanadija predstavlja razliko med



Slika 8.

Sprememba trdote pri zadržanju zlitin 6 pri temperaturah 625, 600, 575 in 550°C . Termična obdelava: homogenizacija 60 min. pri 1200°C , gašenje, žarjenje v svinčeni kopeli pri različnih temperaturah in gašenje.

Fig. 8

Hardness variation in holding alloy 6 at 625, 600, 575, and 550°C . Heat treatment: homogenization annealing 60 min. at 1200°C , quenching, annealing in lead bath at various temperatures, and quenching.

spinodalno trdoto, ki raste s podaljšanjem časa žarjenja, in izločilno trdoto, ki se zmanjšuje zaradi rasti precipitativ kromovega karbida.

V zlitini 6 raste spinodalna utrditev približno do dveh ur žarjenja pri 600 in 625°C . Ko se žarjenje podaljša preko tega časa, prevlada proces mehčanja in trdota se postopoma zmanjšuje. Razlaga ni samo v zmanjšanju izločkov kromovega karbida, ker je to kontinuiran proces, ki se je začel že po najkrajšem žarjenju. Druga razlaga je, da je po približno 2 urah dosežena neka ravnotežna sestava spinodalnih faz, in seveda končna razlika v mrežnem parametru med obema spinodalnima fazama. Nadaljevanje rasti spinodalnih faz lahko le zmanjša koherentne napetosti, ker se zaradi rasti delcev faze α_2 zmanjša površina meje med spinodalnima fazama, kar seveda zmanjšuje kumulativno notranjih napetosti in trdoto. Ker se stalno nadaljuje mehčanje zaradi rasti karbidnih precipitativ, je rezultat relativno hitro manjšanje trdote.

Iz **slike 8** je jasno, da se kinetiki izločilne in spinodalne utrditve razlikujeta. Kinetika naraščanja trdote v zlitini 6 poteka po zakonitosti, ki je značilna za rast spinodalnih faz. Iz tega bi lahko sklepali, da oba mehanizma, spinodalna premena in izločanje karbidov potekata brez medsebojnega vpliva, ki bi se pokazal v trdoti. Kinetika skupne utrditve je seveda odvisna od mehanizma, ki generira večjo trdoto.

ZAKLJUČKI

1. Z dilatometrijo je bila določena temperatura začetka spinodalne reakcije $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ v razponu od 5 do 24 % Co, ki se dobro ujema s tisto, ki je bila določena na osnovi magnetnih meritev in elektronske mikroskopije.

2. Temperatura spinodalne premene se znižuje s **pogojem hitrostjo ohlajanja v intervalu od 300 do 50 K** na uro. Temperatura spinodalne premene je nižja v zlitini, ki vsebuje vanadij in silicij, kot v osnovni zlitini brez teh dveh elementov.

3. Linearna velikost spinodalnih faz raste po parabolični kinetiki z eksponentom 0.2. Po kinetiki z istim ek-

spontantom se večja tudi razlika v mrežnem parametru med spinodalnima fazama α_1 in α_2 zaradi izmenjave elementov s specifičnim različnim atomskim volumnom med njima.

4. Pri izotermnem zadržanju v razponu temperatur med 625 in 550° C raste trdota zlitine po parabolični kinetiki z eksponentom 0,2. Vzrok je rast razlike v specifičnem volumnu med spinodalnima fazama. To ustvarja na meji med obema koherentne prilagoditvene napetosti, ki se manifestirajo v povečanju trdote.

LITERATURA

1. H. Kaneko, M. Homma in T. Monowa: Effect of V and V+Ti additions on the structure and properties of FeCrCo ductile magnet alloys; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 12, 1976, 977–979.
2. G. Y. Chin, J. T. Plewes in B. C. Wonsiewicz: New ductile CrCoFe permanent magnet alloys for telephone receiver applications; J. Applied Physics 49(3), 1978, 2046–2048.
3. M. Okada, G. Thomas, M. Homma in H. Kaneko: Microstructure and magnetic properties of FeCoCo alloys; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 14, 1978, 245–252.
4. B. C. Wonsiewicz, J. T. Plewes in G. Y. Chin: Cold formable CrCoFe alloys for use in the telephone receiver; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 15, 1979, 950–956.
5. S. Yin G. Y. Chin in B. C. Wonsiewicz: A low cobalt ternary CrCoFe Alloy for telephone receiver magnet use; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 16, 1980, 139–146.
6. M. L. Green, R. C. Sherwood, G. Y. Chin, J. H. Wrenick in J. Bernardini: Low cobalt CrCoFe and CrCoFe-X permanent magnet alloys; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 16, 1980, 1053; 1055.
7. T. Minowa, M. Okada in M. Homma: Further studies on the miscibility gap in an FeCrCo permanent magnet system; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 16, 1980, 529–533.
8. W. Erwens: Chrom-Eisen-Cobalt-Werkstoffe: Neue verformbare Dauermagnete; Techn. Mitt. Krupp-Forsch. Ber. 40, 1982, 109–116.
9. F. Zhu P. Haasen in R. Wagner: An atom probe study of the decomposition of FeCrCo permanent magnet alloys; Acta Metall. 34, 1986, 457–463.
10. S. Yin in N. V. Gayle: Low cobalt CrCoFe magnet alloys obtained by slow cooling under magnetic field; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 16, 1980, 526–528.
11. S. Yin, N. V. Gayle in J. E. Bernardini: Deformation aged CrCoCuFe permanent magnet alloys; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 16, 1050–1052.
12. T. S. Chin, C. Y. Chang in T. S. Wu: The effect of carbon on magnetic properties of an FeCrCo permanent magnet alloy; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 18, 1982, 781–788.
13. T. S. Chin, C. Y. Chang, T. S. Wu, T. K. Hsu in Y. H. Chang: Deteriorating effect of manganese on magnetic properties of FeCrCo permanent magnet alloys; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 19, 1983, 2035–2037.
14. E. Hornbogen: Verfestigungsmechanismen in Stählen (Steel Strengthening Mechanisms), Climax Molybdenum Company, 1970, Greenwich, USA, 1–15.
15. C. Strassburger: Entwicklung zur Festigkeitsteigerung von Stählen; Verlag Staheisen mbH, Düsseldorf, 1976.
16. W. B. Pearson: The crystal chemistry and physics of metals and alloys, Wiley Interscience, New York, 1972.
17. F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj in M. Grašič: Uticaj sekundarnog legiranja na magnetske osobine legura FeCrCo za permanentne magnete; Rudarstvo, Geologija i Metalurgija 37, 1986, 975–979.
18. R. B. G. Yeo, A. G. Melville, P. E. Repas in J. M. Gray: Properties and control of hot rolled steels; Journal of Metals 20, 1968, 33–43.
19. H. Kaneko, M. Homma, N. Nakamura, M. Okada in G. Thomas: Phase diagram of FeCrCo permanent magnet alloys; IEEE Transactions on Magnetism Mag. 13, 1977, 1325–1327.

ZUSAMMENFASSUNG

Die Umwandlung ist mittels der dilatometrischen, elektronenmikroskopischen, röntgen diffraktometrischen Methoden, so wie durch die isotherme Evolution der Härte untersucht worden. Die Temperaturgrenze an welcher die spinodale Reaktion verläuft, und die mit dem Dilatometer bestimmt worden ist, stimmt sehr gut überein mit der, die in der Literatur angegeben wird, und ist durch andere Methoden bestimmt worden.

Die Temperatur der spinodalen Umwandlung ist niedriger bei kleinerer Abkühlungsgeschwindigkeit, niedriger wird aber auch durch die Beimengen sekundärer Legierungselemente.

Bei isothermer Haltedauer bis 60 min, wachsen die Grösse der spinodalen Phasen, und der Unterschied im Parameter des Kristallnetzes nach der parabolischen Kinetik mit dem Zeitexponent 0,2. Auch die Härte wächst nach der parabolischen Abhängigkeit mit dem Zeitexponent 0,2. Daraus kann entnommen werden, dass sie von den koherenten Spannungen zwischen den spinodalen Phasen abhängig ist die wegen der verschiedenen spezifischen Volumen beider Phasen entstehen und eine Folge der Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung sind.

SUMMARY

The transformation was studied by dilatometry, electron microscopy, X-ray diffraction, and isothermal evolution of hardness. The transformation temperature of spinodal reaction determined by dilatometer is in good agreement with that given in references and determined by other methods. The temperature of spinodal transformation is lower at lower cooling rates and it is lowered also with additions of secondary alloying ele-

ments. In isothermal holding up to 60 min. the size of spinodal phases and difference in lattice parameter follow the parabolic kinetics law with time power of 0.02. Also the increase of hardness follows such a law. Thus the conclusion can be made that hardness depends on the coherent stresses between the spinodal phases which occur due to various specific volumes of the both phases, as a consequence of composition variation.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Переходы мы исследовали при помощи дилатометрии, электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии и изотермической эволюции твёрдости. Температурный предел где протекет спинодальная реакция, которая определена при помощи дилатометра хорошо согласуется с той температурой, которая приводится в литературе, и была определена другими методами. Температура спинодального перехода более низка при меньшей скорости охлаждения, её снижают также примеси вторичных легированных элементов. При изотермической задержки до 60-ти минут

растёт величина спинодальных фаз и разница в параметре кристаллической сети по параболической кинетики с временным показателем 0.2. Также и твёрдость по параболической зависимости с временным показателем 0.2. Из этого можно заключить, что параболическая зависимость зависит от когерентных напряжении между спинодальными фазами, которые образуются вследствие различных специфических объёмов обеих фаз, которые представляют собой разницу в составе сплава.



SLOVENSKE ŽELEZARNE
ŽELEZARNA
ŠTORE
ŠTORE

PROIZVODNI PROGRAM

Toplo valjani profili

- kvalitetno in plemenito ogljikovo jeklo ter
- kvalitetno in plemenito nizko legirano jeklo v okrogli, ploščati in kvadratni obliki,
- specialni profili po načrtih

Hladno oblikovani profili

- vlečeno in brušeno jeklo v vseh kvalitetah v okrogli, ploščati in specialni izvedbi

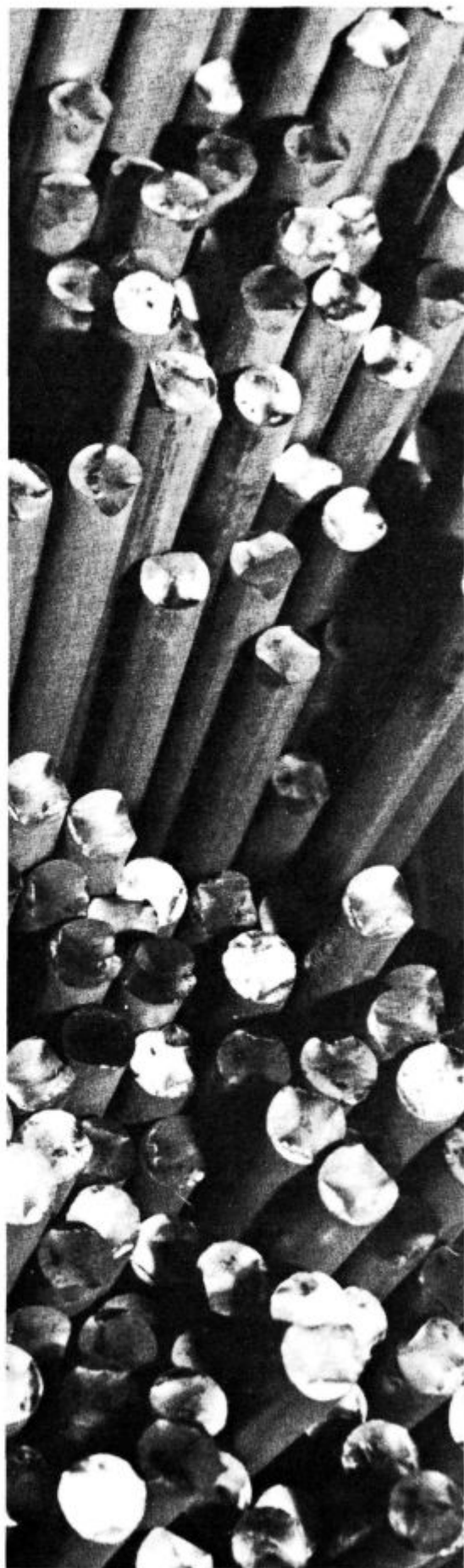
Livarski proizvodi

- ulitki iz sive litine,
- ulitki iz nodularne (KGR) litine,
- kontinuirno liti profili,
- litoželezni valji,
- jeklarske kokile,
- priklopna sedla,
- mehanski sklopi,
- strmoramenska platišča

Industrijska oprema

- industrijski gorilniki, industrijske peči za ogrevanje, žarenje itd.,
- indukcijske peči,
- rekuperativna toplotna tehnika,
- plinski oskrbovalni sistemi za ZP in zamenljive mešanice

*Vlečene
palice
kakovostnega
jekla*



Razvoj magnetne anizotropije v zlitini železa z 32 % Cr in 10,5 % Co, I

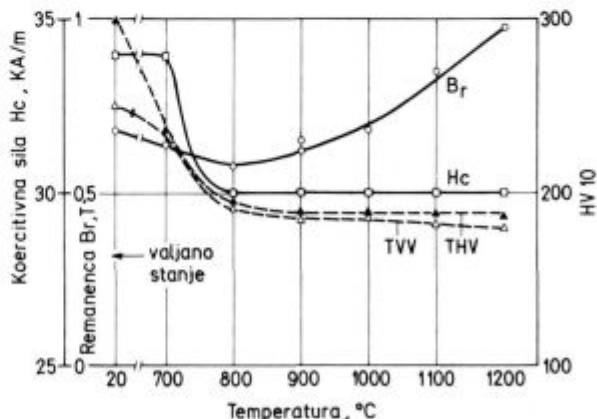
F. Vodopivec*¹, D. Gnidovec*², B. Arzenšek*²
M. Torkar*² in B. Breskvar*²

UDK: 538.21.004.12:669.018.58—15/—124.2
ASM/SLA: P16, SGAn, 2—64, 3—68

S kombinacijo termične obdelave in deformacije z vlečenjem je bila dosežena magnetna anizotropija, dobre magnetne lastnosti in zelo pravokotna razmagnetilna krivulja. Optimum je bil dosežen po 30 min. sinodalni premeni pri 615° C. 50 do 60 % deformaciji z vlečenjem in končni termični obdelavi.

1. IZHODIŠČE IN CILJ RAZISKAVE

Od zlitin, ki se sedaj uporabljajo kot masovni in obdelovalni magnetni materiali, je zlitina železa za 28 % Cr in 10,5 % Co po sestavi med najcenejšimi. Lastnost permanentnega magnetizma dobi s termično obdelavo, pri kateri trdna raztopina kobalta in kroma v α železu spinodalno, torej brez spremembe kristalne rešetke, razpade v dve fazi α_1 in α_2 , ki se razlikujeta po sestavi (1, 2). Sprejemljive magnetne lastnosti dosežemo s termično obdelavo brez magnetnega polja, še boljše lastnosti pa z obdelavo v magnetnem polju (3). V preteklih letih smo izvršili nekatere raziskave te zlitine, usmerjene predvsem v mehanizem spinodalne premene ter njeno interakcijo s procesi tvorbe karbidov, ki poteka v temperaturnem področju spinodalne premene (4). Dosegli smo tudi lastnosti, ki v izotropnem stanju ustrezajo tistim, ki jih naveda literatura (1, 2). Optimalne magnetne lastnosti dosežemo s kombinacijo termične obdelave in hladnega vlečenja, kar ustvarja aksialno usmeritev in podolgovato obliko spinodalnih faz (5). Po podatkih v tem viru je mogoče hladno deformacijo z vlečenjem izvršiti pri sobni temperaturi ali pa pri temperaturi 600° C, kar je nekoliko pod spinodalno temperaturo. Poizkus, da bi deformacijo z vlečenjem izvršili pri temperaturi ambienta, se je pokazal neuresničljiv, ker je bila zlitina zelo krhka in ni prenesla niti prehoda skozi prvo votlino. Po drugi strani pa nimamo možnosti, da bi vlečenje izvršili pri temperaturi 600° C kot podaljšek prve stopnje procesa termične obdelave, ker ne moremo držati temperature v primerno ozkem intervalu. Po vročem valjanju ni mogoče doseči kombinacije zadostne duktilnosti in rekristalizirane mikrostrukture, ki je potrebna, da bi se dosegla zadostna remanenca (6). Na sliki 1 je prikazan vpliv temperature žarjenja zlitine z nazivno sestavo na remanenco, koercitivno silo in na trdoto po hladnem in po vročem valjanju. Koercitivna sila se hitro zmanjša, ko se zmanjša utrditev zaradi valjanja v vročem in v hladnem, remanenca pa raste s temperaturo žarjenja. Po vročem valjanju. Koercitivna sila se hitro zmanjša, ko se zmanjša utrditev zaradi valjanja v vročem in v hladnem, remanenca pa raste s temperaturo

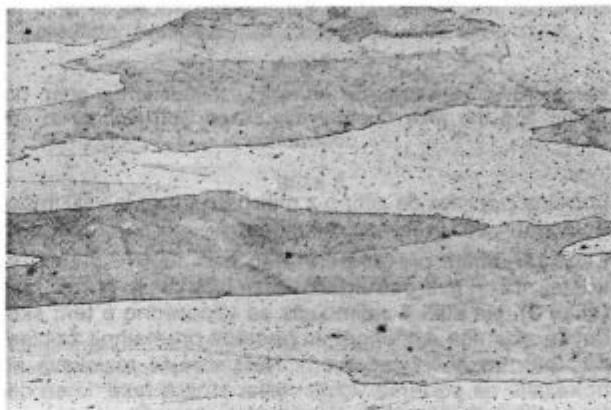


Slika 1.

Odvisnost med temperaturo žarjenja in trdoto, remanenco (B_r), koercitivno silo (Hc) in trdoto po vročem valjanju (TVV) in trdoto po hladnem valjanju (THV)

Fig. 1

Relationship between the annealing temperature and the hardness, the remanence (B_r), the coercive force (Hc), and the hardness after hot rolling (TVV), and the hardness after cold rolling (THV)



Slika 2.

pov. 50×: Mikrostruktura po vročem valjanju v 6 vtikih z začetno temperaturo 1200° C

Fig. 2

Magn. 50×: Microstructure after hot rolling in 6 passes and with the starting temperature 1200° C

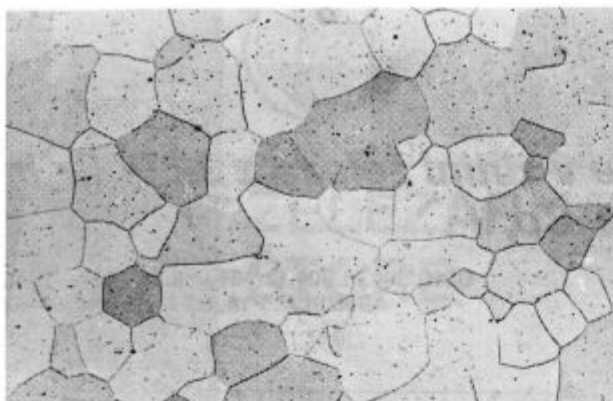
žarjenja. Po vročem valjanju ima zlitina mikrostrukturo iz podolgovatih zrn α faze (slika 2), zato ker med valjanjem ne rekristalizira, proces mehčanja s popravo pa ne eliminira popolnoma deformacijske energije. Vendar pa ne-

*¹ prof. dr. Franc Vodopivec, dipl. ing. met. — Metalurški inštitut, Ljubljana

*² — Metalurški inštitut, Ljubljana

Originalno objavljeno: ŽEZB 23 (1989) 2

Rokopis prejet: januar 1989

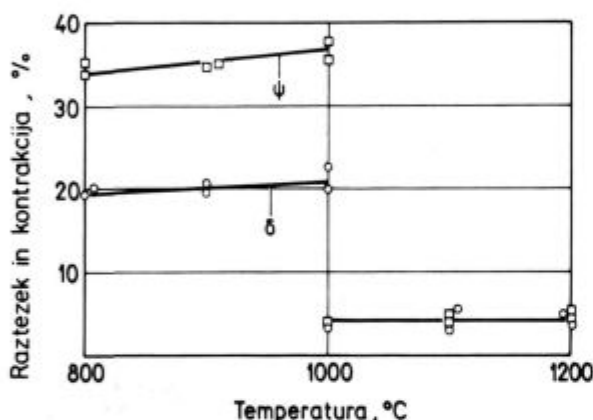


Slika 3.

pov. 50x: Mikrostruktura zlitine, ki je bila vroče izvaljana, žarjena 30 min. pri 1200°C in gašena

Fig. 3

Magn. 50x: Microstructure of the alloy being hot rolled, annealed 30 min. at 1200°C, and quenched



Slika 4.

Odnos med temperaturo žarjenja po vročem valjanju ter duktilnostjo zlitine, izraženo z raztežkom in kontrakcijo

Fig. 4

Relationship between the annealing temperature after hot rolling and the alloy ductility expressed with elongation and contraction

popolna poprava da zlitino z mikrostrukturo iz velikih podolgovatih zrn in dobro duktilnost.

Z žarjenjem pri temperaturah nad 1000°C zlitina rekristalizira v mikrostrukturo iz poligonalnih zrn α faze (slika 3). Na sliki 4 vidimo, da se vzporedno s tem skokovito zmanjša duktilnost, ki postane premajhna za hladno deformacijo z vlečenjem. Natančnejše raziskave so pokazale, da so temu vzrok velika zrna α faze, ki se deformirajo z dvojčenjem, ne pa z drsenjem. Po valjanju pri visokih temperaturah, ko se hitro izvršita procesa »in situ« rekristalizacije in mrežaste poligonizacije, je mogoče doseči primerno duktilnost samo z gašenjem, vendar pa v tem primeru nastane poligonizirana mikrostruktura, od katere ni pričakovati dobre remanence. Pot k rešitvi problema se je našla v vlečenju pri povišani temperaturi, ki je nad mejo, pri kateri se zlitina začne deformirati z drsenjem, vendar pa pod tisto, pri kateri lahko deformacija vpliva na spinodalno premeno. V tem sestavku poročamo o rezultatih, ki so bili doseženi po tem postopku. S kombinacijo termične obdelave in vlečenja smo dose-

gli magnetne lastnosti, ki daleč presegajo lastnosti ne-deformirane zlitine iste sestave in so lahko izhodišče za racionalno uporabo tega materiala.

2. LABORATORIJSKO DELO

Iz primarnih surovin je bila v laboratorijski indukcijski peči ost. železo izdelana zlitina s sestavo: 0,01 % C, 0,19 % Mn, 10,5 % Co in 32 % Cr. Količina nečistoč ogljika in mangana je bila pod mejo, ki jo priporoča literatura (7,8), vsebnost kroma pa je nekoliko nad ciljano 28 %, vendar še vedno sprejemljiva, ker je še v območju spinodalne premene sistema Fe-Cr-Co (2,9).

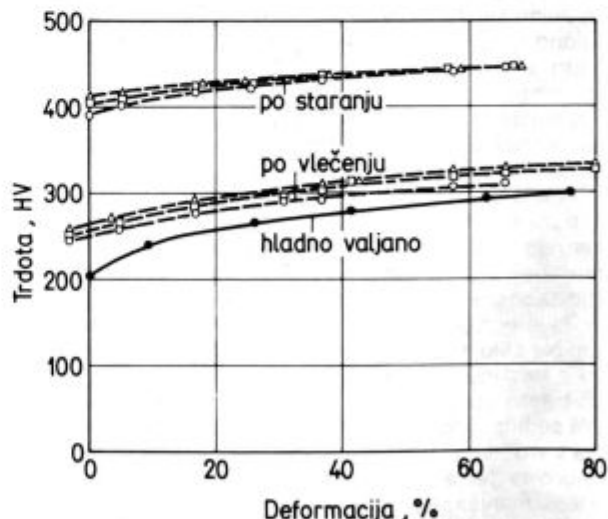
Oba bloka smo predelali z vročim valjanjem v platini z debelino 15 mm, iz njih z vzdolžnim rezanjem, struženjem in brušenjem izdelali palice; te smo homogenizirali pri 1200°C, gasili v vodi, izvršili prvo fazo toplotne obdelave pri 615°C, vlekli skozi votlice do deformacije 80 %, izvršili drugo fazo toplotne obdelave in izmerili magnetne lastnosti v radialni in v aksialni smeri.

3. REZULTATI DELA

3.1. Vlečenje pri povišani temperaturi

Na sliki 5 spodaj je prikazana odvisnost med stopnjo deformacije in trdoto. Pri enaki deformaciji je trdota treh vzorcev nekoliko različna zaradi različnega trajanja spinodalne premene. Čim daljši je čas zadržanja pri temperaturi spinodalnega razpada, tem večja je trdota. Vzrok je naraščanje razlike v sestavi med obema spinodalnima fazama (4). Zlitina, ki je bila deformirana z valjanjem, ni bila podvržena spinodalni premeni. Utrditev je enaka pri toplem vlečenju in pri hladnem valjanju. To je znak, da med vlečenjem kljub povišani temperaturi ni bilo poprave in tudi ne nadaljevanja spinodalnega razpada. V prvem primeru bi bila utrditev manjša, v drugem pa večja pri vlečenju kot pri valjanju.

Na sliki 5 zgoraj je prikazana trdota zlitine, ki je bila po različno dolgem zadržanju pri temperaturi spinodalne premene vlečena in končno termično obdelana. V primerjavi s trdoto po vlečenju je razlika presenetljivo velika, pa tudi odvisnost od deformacije je drugačna, kot na



Slika 5

Vpliv deformacije z vlečenjem in z valjanjem na trdoto po deformaciji in po končni toplotni obdelavi

Fig. 5

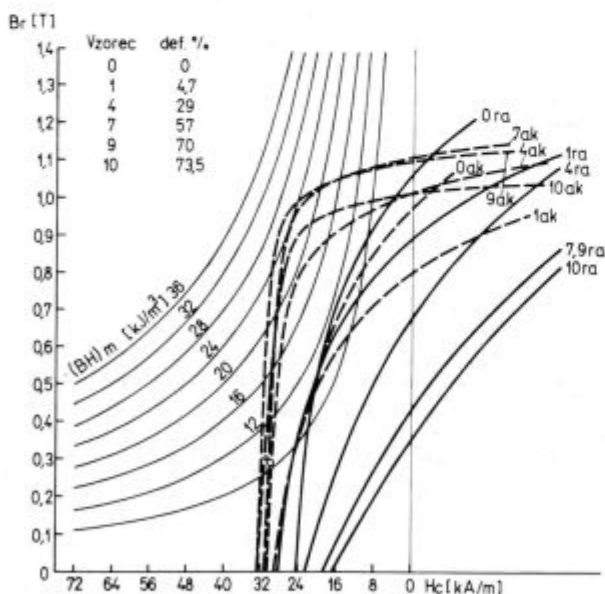
Influence of the deformation by drawing and by rolling on the hardness after deformation, and after final heat treatment

sliki 5, posebno je manjši narastek trdotne po majhni deformaciji. Pri vlečenju je trdota zrastle od ca. 250 na povprečno 325 HV, torej za 75 HV enot. Po končanem staranju pa je trdota med 400 in 445 Hv, kar je več, povprečno 150 za HV enot, razlika zaradi deformacije pa znaša le 45 HV enot. Iz tega sklepamo, da se med končno termično obdelavo nekoliko zmanjša utrditev zaradi hladne deformacije in da prevlada generiranje trdote med končno termično obdelavo zaradi nadaljevanja spinodalne preme.

3.2. Magnetne lastnosti

Na sliki 6 so prikazane razmagnetilne krivulje za serijo vzorcev, ki so bili zadržani 30 min. pri spinodalni temperaturi, vlečeni z različno deformacijo in nato končno toplotno obdelani. Razmagnetilna krivulja postaja pri aksialnem magnetenju vse bolj pravokotna, čim bolj raste stopnja deformacije z vlečenjem, medtem ko postaja pri radialnem magnetenju vse bolj poševna. Na sliki 7 vidimo, da raste pravokotnost razmagnetilne krivulje pri aksialnem magnetenju, ki smo jo izrazili z razmerjem med indukcijo pri 90 % koercitivne sile ($B_{0,9Hc}$) in remanenco (B_r) do deformacije ca. 70 %. Pri nadaljnji rasti deformacije postaja oblika razmagnetilne krivulje znova manj pravokotna. Pri magnetenju v radialni smeri postaja oblika razmagnetilne krivulje vse bolj trikotna z naraščanjem deformacije.

Na sliki 8 je prikazan vpliv deformacije z vlečenjem na magnetne lastnosti, koercitivno silo, remanenco in energijski produkt v aksialni in v radialni smeri. Remanenca v aksialni smeri se zmanjša z naraščanjem deformacije do ca. 10 %, nato raste in doseže maksimum pri ca. 50 % deformacije. Podoben je vpliv deformacije na energijski produkt, medtem ko koercitivna sila enako-

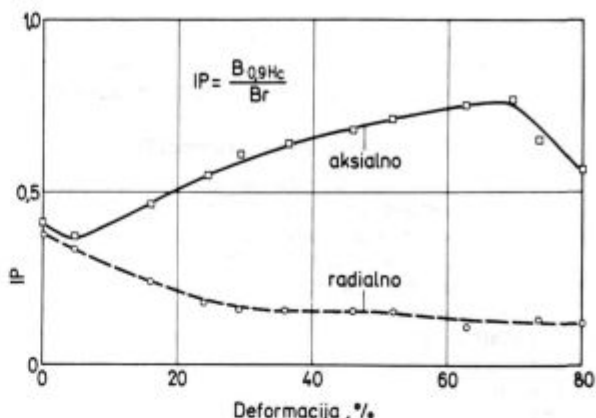


Slika 6.

Oblika razmagnetilne krivulje za aksialno in radialno magnetenje za različne stopnje deformacije z vlečenjem. Zlitina 1 po vlečenju in končno termično obdelana. AK-aksialna smer, radialna smer

Fig. 6

Shape of the demagnetizing curve for axial and radial magnetization for various degrees of deformation by drawing. Alloy 1 after drawing and as finally heat treated. AK — axial direction, ra-radial direction

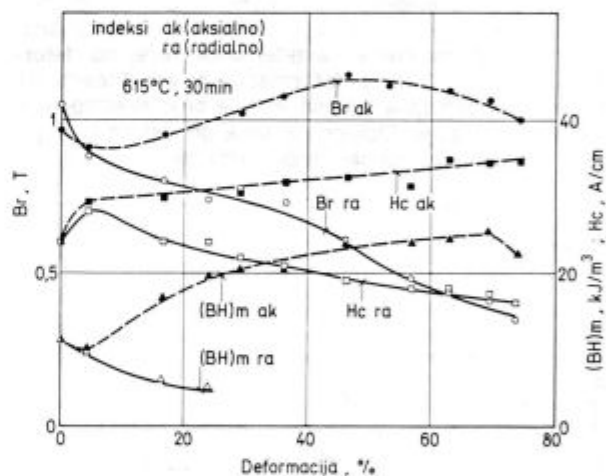


Slika 7.

Vpliv deformacije z vlečenjem na razmerje med indukcijo pri 90 % koercitivne sile in remanenco pri aksialnem in radialnem magnetenju. Zlitina 1 je bila 30 min. zadržana na temperaturi 615°C, deformirana s toplim vlečenjem in končno termično obdelana

Fig. 7

Influence of the deformation by drawing on the ratio between the induction at 90 % coercive force and the remanence at axial and radial magnetization. Alloy 1 was 30 min. held at 615°C, deformed by hot drawing, and finally heat treated



Slika 8.

Odvisnost med deformacijo s toplim vlečenjem in magnetnimi lastnostmi v aksialni (ak) in radialni (ra) smeri. Trajanje spinodalne preme 30 min. Br-remanenca, Hc-koercitivna sila, (BH)m-energijski produkt

Fig. 8

Relationship between the deformation by hot drawing and the magnetic properties in axial (ak) and radial (ra) direction. Duration of spinoidal transformation 30 min. Br-remanence, Hc-coercive force, (BH)m — energy product

merno raste z naraščanjem deformacije. Vse lastnosti v radialni smeri se zmanjšujejo z naraščanjem deformacije.

Če ocenjujemo material s stališča uporabnosti, je odločilna lastnost energijski produkt (BH)m. S tega stališča se pokaže najbolj primerna 50 do 60 % deformacija z vlečenjem. V tem primeru dosežemo naslednje magnetne lastnosti: Br nad 1,1 T, Hc nad 320 A/cm in (BH)m nad 24 kJ/m³. V primerjavi z izhodnim stanjem, torej z izotropno zlitino, pomeni to za ca. 10 % boljšo remanen-

co, za ca. 30 % boljšo koercitivno silo in za več kot 100 % večji energijski produkt. Upravičen je torej sklep, da se s kombinacijo termične obdelave in deformacije z vlečenjem pomembno izboljšajo magnetne lastnosti.

3.3. Anizotropija v magnetnih lastnostih

Po nekaterih virih so magnetne lastnosti odvisne od velikosti in od sestave spinoidalnih faz (1, 2, 5). V že objavljenem delu (4) smo pokazali, da sta velikost spinoidalnih faz in razdalja med njimi približno 20 nm, če zlitino zadržimo 30 min. na spinodalni temperaturi 615°C. Pri deformaciji z vlečenjem se spreminja oblika in porazdelitev spinoidalnih faz. Po spinodalni premeni so delci faze α_2 izotropno porazdeljeni v matriksu iz faze α_1 . Pri deformaciji se delci faze α_2 razvrščajo v osi vlečenja in se tudi podaljšajo (5). Z zmanjševanjem premera vlečene palice se zmanjšuje razdalja med delci faze α_2 , zmanjšuje pa se tudi presledek iz faze α_1 med njimi. To se odraža na magnetnih lastnostih, kar jasno kaže **slika 8**, zmanjšuje pa se tudi difuzijska pot za nadaljevanje razmešanja sestavnih elementov zlitine pri končni termični obdelavi po vlečenju. Na **sliki 9** je prikazana odvisnost med podaljškom pri vlečenju (podaljšek je izražen z razmerjem površine preseka palice pred vlečenjem in po njem ter indeksom anizotropije, ki je izražen z razmerjem remanence in koercitivne sile v aksialni in radialni smeri vlečene palice. Indeks anizotropije za remanenco raste linearno s podaljškom, torej $I_{aB} = f(d_z/d_k)^2$; indeks anizotropije za koercitivno silo pa linearno s polovično vrednostjo podaljška, torej $I_{aHc} = f(1/2(d_z/d_k))^2$. Linearnost je ohranjena, dokler rastejo magnetne karakteristike, torej do deformacije ca. 70 %. Nad to deformacijo ni več linearnosti, temveč je anizotropija manjša, kot če bi jo ekstrapolirali iz nižje deformacije. Odklon nastane pri deformaciji, pri kateri se začnejo slabšati tudi lastnosti pri aksialnem

magnetanju, predvsem remanenca, zato je logičen sklep, da sta oba pojava povezana. Če postavimo, da se med vlečenjem obe spinoidalni komponenti α_1 in α_2 enako deformirata, potem lahko tudi postavljamo, da se preseki delcev faze α_2 menja obratnosorazmerno s podaljškom, debeline zrn te faze (d_{α_2}) pa proporcionalno z zmanjšanjem debeline palice, torej je $d_{\alpha_2} = f(d_z/d_k)$. Na enak način se z naraščanjem deformacije zmanjšuje tudi razdalja med delci α_2 faze, torej debelina sloja matriksa iz α_1 , ki jih loči med seboj. Anizotropija pa ni odvisna od linearne velikosti delcev faze α_2 , temveč od razmerja med presekom, ki ga ima idealizirani delec faze α_2 obdajajočo fazo α_1 , pred deformacijo in po njej na prečnem preseku vlečene palice. Če si predstavljamo, da je v primeru izotropnosti vsakemu delcu faze α_2 prirejena neka krogla z delcem te faze v središču, ki se pri vlečenju spremeni v valj, je anizotropija proporcionalna ploščini osnovne ploskve tega valja.

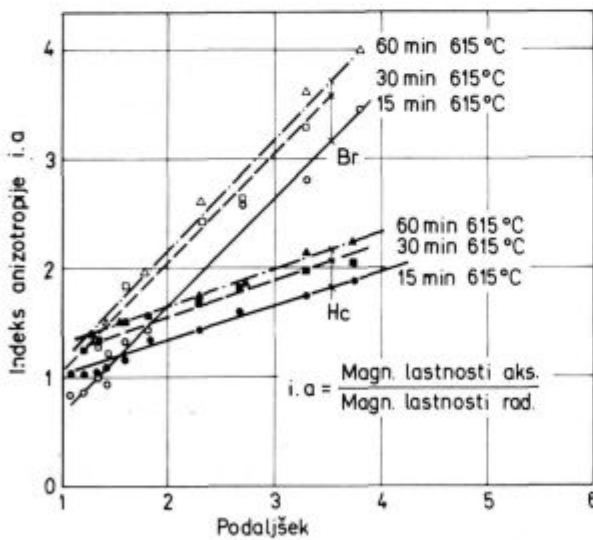
Obstajata dve fizikalni razlagi povezanosti anizotropije v magnetnih lastnostih in podaljška pri vlečenju; ena bazira na difuzijskem modelu, druga pa na modelu prilagoditvenih napetosti, ki smo jih že omenili. Poglejmo prvo razlago. Če si predstavljamo spinoidalno strukturo kot periodično funkcijo z maksimumom koncentracije elementov v eni in minimumom v drugi fazi, potem je razlika v koncentraciji $C = (C_{ma} - C_{mi})$ v eksponentni odvisnosti od razdalje med maksimumi (10). V našem primeru je odvisnost parabolna. Iz tega sklepamo, da Br anizotropija ni odvisna od sprememb v sestavi med fazama med končno termično obdelavo zaradi deformacije z vlečenjem.

In že omenjenih razlogov nastanejo med spinodalnima fazama napetosti, ki se izražajo v povečanju trdote zlitine (4). Te napetosti so odvisne od velikosti stične površine med fazama. Če gledamo v projekciji, pravokotni na os vlečenja, je ta površina sorazmerna ploščini osnovne ploskve valja, ki je prilagojen vsakemu zrnu faze α_2 . Ta ploščina se menja obratnosorazmerno s podaljškom, torej enako, kot se menja anizotropija remanence. Lahko torej sklepamo, da je remanenca odvisna od velikosti preseka zrn faze α_2 v projekciji, pravokotni na smer vlečenja.

Pri končni termični obdelavi se inducirajo nove napetosti, dokaz zanje je povečana trdota materiala v primerjavi s trdoto po vlečenju. Te napetosti lahko nastanejo samo zaradi povečanja razlike v sestavi med obema spinodalnima fazama. Zaradi kratkih difuzijskih poti so v vlečeni zlitini gradienti koncentracije večji, zato so tudi napetosti večje.

Poskusimo sedaj odgovoriti na vprašanje, zakaj se lastnosti, z njimi pa tudi proporcionalnost med podaljškom in anizotropijo, spremenijo, ko deformacija prekorači določeno mejo. V tem trenutku se zdi najverjetnejša hipoteza, da pride pri določeni deformaciji do lepljenja zrn faze α_2 med seboj, s tem zraste njihova povprečna velikost in se zmanjšajo magnetne lastnosti. Kvalitativno potrdilo te razlage najdemo v vplivu deformacije na remanenco. Po 15- do 30-min. zadržanju na temperaturi spinodalne premene se remanenca v aksialni smeri začne zmanjševati pri ca. 50 % deformaciji, medtem ko je zmanjšanje opazno po 60-min. zadržanju pri temperaturi spinodalne premene šele, ko deformacija prekorači ca. 74 %. Povedali pa smo že, da raste velikost delcev faze α_2 s trajanjem spinodalne premene (4). Logična je predpostavka, da bo pri tem večji deformaciji prišlo do dotika med zrn faze α_2 , čim večja je začetna razdalja med njimi.

Velja opozoriti, da raste koercitivna sila pri aksialnem magnetanju proporcionalno s trdoto po zaključni termični obdelavi. To kaže, da je koercitivna sila v aksialni



Slika 9.

Odvisnost med podaljškom pri toplim vlečenju in razmerjem med remanenco (B_r) ter koercitivno silo (H_c) v aksialni in radialni smeri, ki smo ga poimenovali indeks anizotropije. Zlitina je bila različno dolgo zadržana pri temperaturi spinodalne premene 615°C

Fig. 9

Relationship between the elongation in hot drawing and the ratio between remanence (B_r) and coercive force (H_c) in axial and radial direction, being called index of anisotropy. Alloy was held at the temperature of spinoidal transformation, 615°C, for various times

smeri odvisna od napetosti, ki jih spinodalna premena med končno termično obdelavo ustvari v materialu. To ujemanje je lahko samo slučajno iz dveh razlogov; eden je dejstvo, da bi se moral vpliv napetosti odražati na podoben način tudi na koercitivni sili v radialni smeri, drugi pa je, da je anizotropija v koercitivni sili proporcionalna podaljškju in ne deformaciji. Vse kaže, da se v koercitivni sili odraža več dejavnikov. Eden je razlika v sestavi obeh spinodalnih faz, zaradi katere raste trdota, drugi je razdalja med spinodalnima fazama, od katere je odvisen gradient koncentracije, tretji pa narava ali smer notranjih napetosti, ki jih inducira kombinacija vlečenja in zaključne termične obdelave.

SKLEP

V zlitini smo s kombinacijo termične obdelave in vlečenja pri povišani temperaturi dosegli močno anizotropijo magnetnih lastnosti. Vse lastnosti: remanenca, koercitivna sila in energijski produkt so večje v aksialni kot v radialni smeri. V primerjavi z izotropnim stanjem se je po vlečenju pri aksialnem magnetenju remanenca povečala za ca. 10 %, koercitivna sila za ca. 30 % in energijski produkt za več od 100 %. Najboljše magnetne lastnosti so dosežene po 30-min. zadržanju pri temperaturi spinodalne premene 615°C, deformaciji 50 do 60 % in končni termični obdelavi. Z naraščanjem hladne deformacije rastejo do neke meje magnetne lastnosti v aksialni smeri, zmanjšujejo pa se magnetne lastnosti v radialni smeri. Anizotropija v remanenci je proporcionalna podaljškju pri vlečenju, je torej proporcionalna razmerju kvadratov za-

četnega in končnega premera vlečene palice, dokler deformacija ne prekorači neke mejne vrednosti. Anizotropija v koercitivni sili je proporcionalna polovici podaljška pri vlečenju. Fizikalne narave anizotropije nam ni uspelo opredeliti. Vse kaže, da je odvisna od razdalje med delci spinodalne faze α_2 , pa tudi od napetosti, ki so posledica spinodalne premene, in od napetosti, ki jih v materialu inducira deformacija z vlečenjem.

LITERATURA:

1. S. Jin, G. Y. Chin in B. C. Wonsiewicz: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 139—146.
2. W. Erwens: Techn. Mitt. Krupp Forsch. Hefte 40, 1982, 109—126.
3. M. L. Green, R. C. Sherwood, G. Y. Chin, J. H. Wernick in J. Bernardini: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 1053—1055.
4. F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec in F. Grešovnik: Zeitschrift für Metallkunde 79, 1988, 648—653.
5. S. Yin, N. V. Gayle in J. E. Bernardini: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 1050—1052.
6. F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Torkar in B. Breskvar: bo objavljeno.
7. T. S. Chin, C. Y. Chang in T. S. Wu: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 18, 1982, 781—788.
8. T. S. Chin, C. Y. Chang, T. S. Wu in Y. H. Chang: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 19, 1983, 2035—2037.
9. M. Homma, M. Okada, T. Minowa in E. Hirikoshi: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 17, 1981, 3473—3478.
10. P. G. Shewmon: Diffusion in solids; Mc Graw-Hill, New York, 1963.

ZUSAMMENFASSUNG

Durch die Kombination thermischer Behandlung und Verformung durch Ziehen haben wir in der Legierung in axialer Richtung folgende Eigenschaften erzielt. Remanenz $B_r > 1,1$ T, Korerzitivstärke $H_c 320$ A/m, und Energieprodukt $(BH)_m > 24$ kJ/m³. Die Eigenschaften in der Radialrichtung sind viel niedriger, deswegen hat die Legierung eine starke magnetische Anisotropie und eine sehr rechteckige entmagnetisierungskurve. Optimale Eigenschaften werden erzielt durch die Aufhaltung von 30 min. bei der Temperatur der Spinodalen Umwandlung von 615°C, Abschrecken, Ziehen mit einer Verformung von 58 bis 60 %, und nach der thermischen Endbehandlung. Bei höherer Verformung wird die Remanenz niedriger. Die Anisotropie in der Remanenz ist proportional der Verlängerung

beim Ziehen das heißt, dass sie proportional dem Verhältnis der Quadrate des Anfangs und Endquerschnittes des gezogenen Materialies ist, so lange bis die Verformung einen gewissen Grenzwert nicht überschreitet. Es wird vorausgesetzt, dass die Remanenz abhängig ist von der Querschnittsfläche, von der Verformung der verlängerten Körner der α_2 Phase an dem Stabquerschnitt rechteckig auf die Ziehrichtung. Es wird weiter vorausgesetzt dass, die Remanenz kleiner wird wenn während des Ziehens zum gegenseitigen Kontakt der Körner der α_2 Phase kommt. Die Anisotropie in der Korerzitivstärke wächst proportional der Hälfte der Verlängerung, und ähnlich wie die Remanenz bis zu einer gemeinsamen Verformung. Über dieser Grenze besteht die Proportionalität nicht mehr.

SUMMARY

Combining heat treatment and the deformation by drawing enabled to obtain the following properties of the alloy in the axial direction: remanence $B_r > 1.1$ T, coercitive force $H_c > 320$ A/cm, and energy product $(BH)_m > 24$ kJ/m³. Values in radial direction are much lower, thus the alloy exhibits high magnetic anisotropy and a very rectangular demagnetising curve. Optimal properties are obtained after holding for 30 min. at the temperature of spinodal transformation, i.e. at 615°C, quenching, drawing with the deformation degree of 50 to 60 %, and after final heat treatment. At higher deformations the remanence is again reduced. Anisotropy of remanence is proportional to the elongation in drawing, i.e.

proportional to the ratio of squares of initial and final cross section of the drawn rod, till the deformation does not exceed some limiting value. It is supposed that remanence depends on the cross section area of grains of phase α_2 being elongated due to the deformation and which was measured on the cross section of rod perpendicular to the direction of drawing. Further supposition can be made that remanence is reduced if grains of phase α_2 come into mutual contact during the drawing. Anisotropy of coercive force is increased proportionally to the half value of elongation to some overall deformation, like it was the case with remanence. Over that limit the proportionality does not exist anymore.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В комбинации с термической обработкой и деформацией с волочением мы в сплаве получили следующие свойства в осевом направлении: остаточный магнетизм $B_r > 1.1$ Т, коэрцитивная сила $H_c > 320$ А/см и энергетический продукт $(BH)_m > 24$ кДж/м³.

Свойства в радиальном направлении гораздо слабее, хотя сплав имеет сильно выраженную. Оптимальные свойства достигнуты спустя 30-ти минут задерживания при температуре спинодального перехода 615°С, гашении, волочении с деформацией 50-ти до 60-ти % после законченной термической обработки. При более повышенной деформации присутствие остаточного магнетизма снова уменьшается. В остаточном магнетизме анизотропия пропорцио-

нальна продолжению волочения, што значит она пропорциональна отношению квадратов первоначального и конечного сечения волоченного прутка, пока деформация не перейдет некоторого граничного значения. Предполагается, что остаточный магнетизм зависит от величины поверхности сечений от деформации удлиненных зёрен фазы α_2 прутка прямоугольно к направлению волочения. Также предполагается, что остаточная намагниченность уменьшается, если во время волочения наступит взаимное соприкосновение зёрен фазы α_2 . В коэрцитивной силе возрастает анизотропия пропорционально половине удлинения и сходна как и остаточный магнетизм до некоторой совместной деформации. Свыше этой границы пропорциональность больше не является.



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.

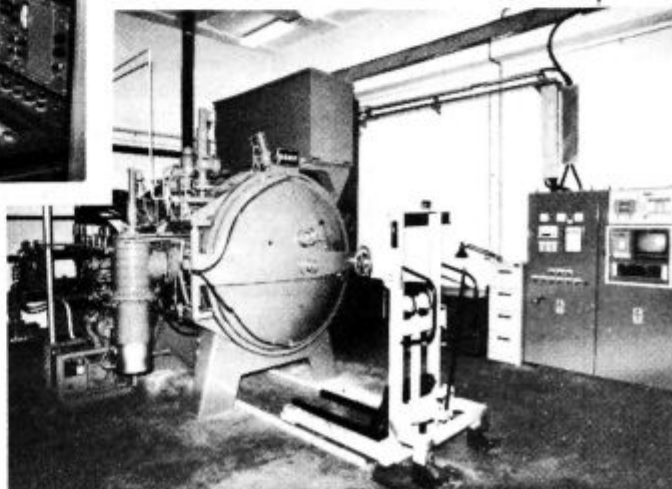
PROGRAM DELA IN OPREMA

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

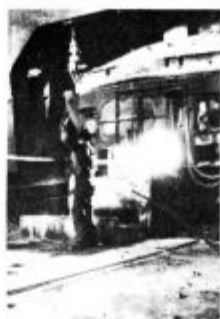
V teku je dobava naprave za vlivanje amorfnih trakov, ki bo skupaj z napravo za atomizacijo in izostatsko stiskanje, ki jo je inštitut nabavil skupno z inštitutom J. Stefan omogočila laboratorijsko sintezo najsodobnejših kovinskih materialov. Prav v tem letu se bo začel tudi uresničevati projekt pilotne 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

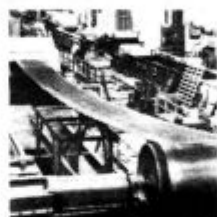
PRIKAZ

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 žebeljev, proizvodnja dodatnih materialov, izdelava hladno oblikovanih profilov, izdelava vratnih podbojev

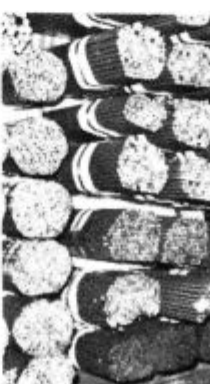


SLOVENSKE
ŽELEZARNE



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, žebli, 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

Diplomska dela v letu 1988 na odseku za metalurgijo, VTOZ Montanistika, FNT

— **Ivan Anžel: Oksidne pregrade v notranje oksidiranih srebrovih zlitinah**

Pri notranji oksidaciji lahko pride do pojava pasivacije, katere posledica je nastanek oksidne pregrade ali pa prehod od notranje na zunanjo oksidacijo. Pri tem je pomembna koncentracija zlitinskega elementa in parcialni tlak kisika. Pregrade preprečujejo difuzijo kisika v notranjost. Avtor je preiskoval zlitine srebra s Zn, In in Sn v odvisnosti od deleža zlitinskega elementa in ugotavljal, kdaj in kje pride do pasivacije. Nadalje je analiziral tudi vpliv temperature, čas in p_{O_2} ter vpliv dodatkov Al in Si. Pasivacija se je pojavljala pri nižjih koncentracijah zlitinskih elementov, kot to ustreza Wagnerjevi teoriji. V zlitini Ag-Zn oksidna pregrada z žarjenjem koagulira in postane prepustna za kisik. 0,03 % Si v litini prepreči pasivacijo, prevelika koncentracija Si in Al pa lahko povzroči pasivacijo tudi pri takih zlitinah, kjer je drugače ne bi bilo.

50 str.

8 cit.

— **Jože Apat: Peneče žilindre v električni obločni peči**

Jeklo se vse več proizvaja v UHP električni obločni peči. Žilindra mora zakriti oblok, da je stabilen in da se zmanjšajo toplotne izgube preko sten in oboka. Zato se žilindre morajo peniti, da dosežejo višino do trikratne dolžine električnega obloka. Žilindre peni CO, ki nastaja pri razogljčenju taline. Avtor je obdelal lastnosti takih žlinder, pogoje za nastanek ter njihovo obstojnost. Žilindre sistema CaO-SiO₂-FeO_n leže v področju 2CaO.SiO₂, vsebujejo pa nad 18 % FeO. Na obstojnost pene vpliva delež SiO₂. Pri žlindrah, ki se po naravi slabo penijo, lahko to izboljšajo z vpihovanjem kisika in karburita. Med penjenjem žlindre je razžveplanje slabo, kako doseči jekla s fosforjem pod 0,001 % pa bo treba še raziskati.

75 str.

15 cit.

— **Boštjan Arh: Razfosforenje jekla v električni obločni peči**

Mikrolegirana jekla, variva brez predgrevanja, morajo imeti pod 0,010 % P, globokovlečna pa celo samo 0,005 % P. O razfosforenjenju v električni obločni peči je malo podatkov. Naloga raziskave je bila določitev tehnoloških pogojev za razfosforenje v elektrojeklarni na Jesenicah. Avtor je delal poskuse z industrijskimi šaržami. Izmed različnih dodatkov, apno, ruda, škaja, je najboljši rezultate dosegel s škajo: koeficient porazdelitve fosforja med žlindro in talino skoraj 20, delež P v končnem jeklu 85 ppm, delež C v končnem jeklu 0,20 %.

54 str. — 94 str. prilog

18 cit.

— **Alenka Bartelj: Vpliv titana na procese izločanja pri maloogljčnem jeklu**

Raziskava je obsegala osnovne vplive različnih dodatkov titana, stopnje in temperature deformacije na pojave izločanja in s tem utrjanja konstrukcijskih jekel s povišano napetostjo tečenja (meja plastičnosti). Z elektronsko mikroskopijo je avtorica zasledovala delež, veli-

kost in porazdelitev izločkov Ti karbonitridov, analizirala vpliv časa zadrževanja na temperaturi deformacije, zasledovala spremembe trdote z velikostjo in razporeditvijo Ti spojin, ter vpliv različnih dodatkov Ti.

60 str.

27 cit.

— **Mateja Černe: Znižanje porabe energije z optimizacijo obzidave peči**

Avtorica je računalniško obdelala klasična ognjevzdorna gradiva, izolacijske materiale ter visokotemperaturne keramične materiale za izzidavo metalurških peči. Najbolje so se izkazala keramična vlaknata gradiva zaradi mnogo manjše toplotne vsebnosti, kar omogoča tanjše stene, zaradi velike vzdržljivosti v ognju tudi pri zelo visokih temperaturah, zaradi majhnega krčenja pri visokih temperaturah, majhne gostote, majhne akumulacije toplote, kar zmanjša čas ogrevanja in hlajenja, odpornosti proti kemičnim vplivom ter zaradi enostavne montaže. Slaba stran pa je njihova majhna tlačna trdnost. Kljub temu da so dražji, se investicija v take izolacije kmalu povrne.

56 str.

16 cit.

— **Mirko Eržen: Vplivi emulzije na kvaliteto HVT pri valjanju na Sendzimir stroju**

V uvodu je avtor prikazal proizvodni program za hladno valjane trakove (HVT) na Jesenicah ter opisal tehnologijo procesa, potem pa se je osredotočil na vpliv emulzije pri valjanju, posebno kadar ni ustreznih čistilnih naprav zanj. Ugotavljal je vpliv kakovosti olja, mazalnost emulzij, sproti zasledoval odvisnost med emulzijo in kakovostjo površine trakov, degradacijo emulzij, vpliv kakovosti luženih toplo valjanih trakov, vpliv razvoja bakterij v emulziji. Predložena je tudi tehnološka shema cepitve odpadnih oljnih emulzij.

69 str.

14 cit.

— **Miroslav Gnamuš: Poprava in rekristalizacija v zlitinah Al-Li-X**

Dodatek litija aluminiju zmanjšuje gostoto zlitin ter povečuje modul elastičnosti. Optimiranje lastnosti valjane pločevine dosežemo s predhodno deformacijo in dodatno rekristalizacijo. Avtor je preiskoval zlitine Al-Li, Al-Zr in Al-Li-Zr od taljenja, ulivanja do homogenizacijskega žarjenja ulitkov, vročega in hladnega valjanja ter rekristalizacijskega žarjenja v svinčevi kopeli, in sicer vpliv dodatka litija, vpliv temperature homogenizacije in stopnje predhodne hladne deformacije na temperaturo in čas rekristalizacije. Meril je velikost zrn, mikrotrdoto, porazdelitev in gostoto dislokacij.

75 str.

13 cit.

— **Darko Hrastnik: Optimiranje reaktorja za kontinuirano proizvodnjo jekla**

Namen dela je bil poiskati s pomočjo spreminjanja pogojev pihanja na talino optimalno stanje tokov v kopeli

pri kontinuirno delujočih koritastih reaktorjih za razogljčenje Fe-C talin. Delo je modelna raziskava na modelu reaktorja voda/zrak. Za doseganje velikih hitrosti razogljčenja je potrebno močno premešavanje kopeli ter hiter prenos snovi k fazni meji talina/plin, obenem pa hitro odvajanje reakcijskih produktov od mesta reakcije. Spreminjalo se je število pihalic, oddaljenost pihalic od površine kopeli, njihovo razporeditev ter analiziralo učinek različnih vstavkov za preprečitev mrtvih con v kopeli. Naloga je bila izdelana v sodelovanju med VTOZD Montanistika in TU Clausthal.

47 str. — priloge

21 cit.

— **Primož Kosmač: Vpliv dušika in ostalih spremljajočih elementov ter toplotne obdelave na pojave staranja jekla za globoki vlek**

Avtor je analiziral bistvene vplivne parametre pri izdelavi jekla Č.0148 SU, poiskal pglavitne vzroke za slabo kakovost tega jekla pri proizvodnji na Jesenicah in pri predelavi HVB. Ugotovil je, da je globokovlečno jeklo nagnjeno k staranju zaradi intersticijsko raztopljenega ogljika v koncentraciji med 0,010 in 0,015 %. Dušika mora biti pod 40 ppm ali med 0,020 do 0,040 %. Vroče valjane trakove je treba po vročem valjanju hitro ohladiti. Hitrost ogrevanja pri rekristalizacijskem žarjenju naj bo 25 do 50° C/h. Zelo pomembno je pravilno dresiranje hladno valjanih trakov. Dodatek bora ugodno vpliva na veza-vo dušika.

84 str.

23 cit.

— **Martina Krašovec: Vpliv plastičnega preoblikovanja na difuzijski koeficient v modelnem sistemu baker-nikelj**

Pri kompaundiranju kovinskih gradiv in nadaljnjem plastičnem preoblikovanju je pomemben difuzijski koeficient med dvojicama kovin. Kot model je bila vzeta dvojica Cu-Ni. Avtorica je ugotovila, da je bila difuzija v plastično deformiranem bakru hitrejša od tiste pri čistem žarjenju. Spremembo difuzijskega koeficienta je mogoče razložiti s prisotnostjo dinamičnega mehčanja oz. utrjevanja materiala. Dinamična rekristalizacija difuzijskih razmer ne spremeni bistveno. Raziskave so odprle nova vprašanja, ki jih je treba raziskati, kot so Kirkendallov efekt in premaknitev plastičnega volumna zaradi legiranja bakra z nikljem zaradi difuzije, časovni potek globine difuzije pri plastični deformaciji, analiza difuzijskega profila. Naloga je bila narejena na osnovi sodelovanja med VTOZD Montanistiko in TU Clausthal.

68 str.

30 cit.

— **Stanislav Lončner: Vpliv količine in kontaktnega časa različnih modifikatorjev tipa Al-Ti-B na mikrostrukturo aluminija in aluminijevih zlitin**

Avtor je delal poskuse z Al 99,8 in 99,5 ter zlitinami AlCuMg 2, AlMgSi 0,5 in AlMgSiPb. Zasedoval je vpliv kontaktnega časa in količine dodanega modifikatorja na povprečno velikost kristalnih zrn aluminija ob uporabi modifikatorja v obliki žice in ingotov. Analiziral je tudi vpliv ponovnega pretaljevanja zlitin AlCuMg 2 in AlMgSiPb s konstantnim deležem Ti in B na velikost in število kristalnih zrn. Poskusi so bili deloma laboratorijski, deloma industrijski.

73 str.

14 cit.

— **Vladimir Perovnik: Vpliv modifikatorja FeSiSr na lastnosti in strukturo sive litine**

Dodano cepivo (modifikator) dezoksidira talino in produkti dezoksidacije, predvsem SiO₂, so kali, na katerih se izloča grafit. Učinkovitost cepiva se s časom hitro zmanjšuje. SiO₂ kot kal deluje, dokler se ne zažlindra z FeO. Ko kal je lahko tudi SrC₂, ki ima podobno razporeditev atomov kot ogljik. Avtor je analiziral vpliv FeSiSr na lastnosti sive litine in na število evtektičnih celic ter po-
goje cepljenja.

81 str.

32 cit.

— **David Podgornik: Reakcije med formo in jekleno talino po postopku Croning**

Reakcije med formo in litino pri litju in strjevanju često povzročajo površinske napake. Njihov vpliv sega lahko celo 10 mm globoko v formo ali ulitek. Avtor je z elektronsko mikroanalizo preiskoval ulitke iz maloogljčne jeklene litine ulite v različne vrste oplaščenih peskov. Ugotovil je, da mešanje različnih vrst oplaščenih peskov včasih kompenzira neugodno medsebojno reagiranje med talino in formo. Glavna kazalnika, ki ju je avtor zasledoval, sta bila kakovost površine in plinski mehurčki.

58 str.

14 cit.

— **Boris Saje: Priprava prahu in permanentnega magnetna na osnovi zlitine Nd(Dy)FeB**

Zlitina NdFeB za trajne magnetne ima boljše magnetne lastnosti, je lažja, trdnjša in cenejša od zlitine SmCo 5. Avtor je določil optimalne pogoje sintranja, ter popuščanja Nd(Dy)FeB magnetov pri izbrani sestavi in kakovosti prahu. Razvil je postopek priprave prahu iz komercialnih predzlitin s pretaljevanjem v električni obločni peči. Nato je napravil primerjalne analize med magneti iz dveh pripravljenih prahov.

88 str.

31 cit.

— **Sonja Spruk: Difuzijsko kromanje v vakuumu**

Uporablja se npr. za korozijsko zaščito čistega železa pri izdelavi subminiaturnih relejev. Avtorica je študirala rast plasti bogate s kromom na vzorcih iz čistega, sintranega železa Vacofer S2 in na vzorcih iz relejnega železa ReFe80 USAB, v odvisnosti od temperature in časa ter pri vakuumih 3.10⁻² in 2.10⁻⁵ mbar. Na metalografskih vzorcih je merila debelino plasti, z elektronskim mikroanalizatorjem pa porazdelitev kroma. Od magnetnih lastnosti je zasledovala spremembo koercitivnosti železa. Ugotavljala je tudi korozijsko obstojnost kromanih vzorcev.

59 str.

41 cit.

— **Štefan Žvab: Indirektno stiskanje palic in žice iz zlitine CuZn39Pb3**

Avtor je določal optimalne pogoje iztiskovanja z iztiskovalnico SMS Heisenclaver, obenem pa ugotavljal mehanske lastnosti, mikrostrukturo in kakovost površine ter med seboj primerjal prednosti in slabosti direktnega in indirektnega iztiskovanja. Iztiskoval je palice Ø24, 9 in 6,1 mm. Ugotovil je, da je preiskovana zlitina precej občutljiva za indirektno iztiskovanje. Uporabiti je treba visoke temperature in manjše hitrosti, da je možno palice nato hladno vleči. Količina nečistoč ter debelina oksidne plasti na okroglicah neugodno delujejo.

84 str.

11 cit.



**SLOVENSKE ŽELEZARNE
ŽELEZARNA RAVNE**

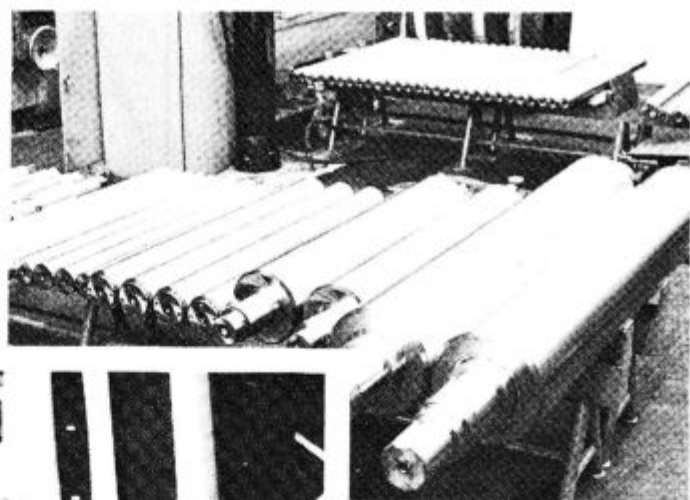
n. sol. o

**RAVNE NA KOROŠKEM
SLOVENIA - YUGOSLAVIA**

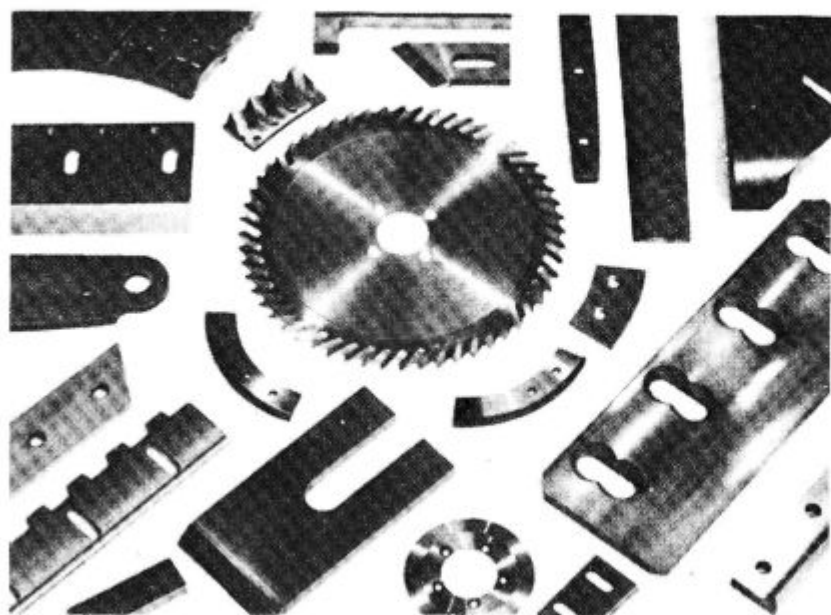
Železarna Ravne kot proizvajalec kvalitetnih in plemenitih jekel nenehno razvija in izpopolnjuje tehnološke postopke s ciljem povečevanja finalizacije, kvalitete, avtomatizacije in humanizacije dela. Izgradnjo novih tehnoloških naprav v jeklarni, kovačnici, termični obdelavi in širjenje proizvodnje finalnih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



*Računalniško
vodenje
procesa*



*Jekleni
valji
za valjanje
kovin*



*Različna
industrijska
rezila iz
plemenitega
jekla*

VSEBINA

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

Elektroobločne peči — elektrotehnika — taljenje — matematične metode

J. Bratina

Obratovalni elektroenergetski model obločne peči za proizvodnjo jekla

Železarski zbornik 23 (1989) 2, s 45—56

Standardne elektroenergetske in toplotnotehniške razmere obločne peči so prikazane v relativnih vrednostih na osnovi idealnega kratkostičnega toka in razmerja induktivne in omske upornosti pečnega tokokroga. Z vpeljavo dodane induktivne upornosti električnega loka oziroma razmerja z nadomestno omsko upornostjo loka je mogoče vsa obratovalna stanja prikazati realno in zanesljivo. Podani obratovalni elektroenergetski model obločne peči omogoča optimiranje obratovanja peči glede na različne tehnološke zahteve.

Avtorski izvleček

UDK: 669.018.58:669.112:620.187
ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2—60, 3—67

Metalurgija — zlitina za magnete — spinodalna premena.

F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec in F. Grešovnik

O spinodalni premeni v zlitini železa s 5 do 24 % Co in 28 % Cr

Železarski zbornik 23 (1989) 2, s 65—71

Določena je bila temperatura spinodalne premene z diferenčno dilatometrijo. Temperatura premene se znižuje z zmanjšanjem hitrosti ohlajanja, znižujejo pa jo tudi legirni elementi. Pri izotermnem zadržanju raste linearna velikost spinodalnih faz po parabolični kinetiki s časovnim eksponentom 0,2. Po enaki zakonitosti raste tudi trdota in razlika v parametru kristalne rešetke med spinodalnima fazama. Sklepa se, da je trdota odvisna od koherentnih napetosti med spinodalnima fazama.

Avtorski izvleček

UDK: 669.14.018.8:669.15-196:620.193.93
ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n

Metalografija — legirane jeklene litine in nerjavna jekla, elektro-kemična korozija

L. Vehovar, F. Mikar, A. Poklukar

Korozijska odpornost legiranih litin in nerjavnih jekel v raztaljeni žilindri

Železarski zbornik 23 (1989) 2, s 57—63

To delo obravnava korozijske procese s katerimi je povezana integriteta površine centrifugalnih koles, ki so v kontaktu s tekočo žilindro. Obdelani so mehanizmi korozije v raztaljenih žilindrah, izvedene pa so bile tudi številne raziskave, s katerimi se je poskušalo odkriti primerno litino, ki bo nudila dovolj visoko korozijsko odpornost v žilindri, katera predstavlja v disociiranem stanju izjemno agresiven medij. Raziskave so pokazale, da so feritna ali austenitna nerjavna jekla, oziroma tovrstne litine z nizko vsebnostjo ogljika dovolj odporna v kontaktu z žilindro, saj omogočajo tvorbo stabilnih pasivnih filmov, z dovolj visoko repasivacijsko in zaščitno sposobnostjo.

Avtorski izvleček

UDK: 538.21.004.12:669.018.58-15/-124.2
ASM/SLA: P16, SGAn, 2—64, 3—68

Metalurgija — zlitine za permanentne magnete — magnetna anizotropija — hladna deformacija

F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar in B. Breskvar

Razvoj magnetne anizotropije v zlitini železa z 32 % Cr in 10,5 % Co

Železarski zbornik 23 (1989) 2, s 73—78

S kombinacijo termične obdelave in deformacije z vlečenjem so bile dosežene naslednje magnetne lastnosti: remanenca $B_r > 1,1$ T, koercitivna sila $H_c > 320$ A/cm in energijski produkt $(BH)_m > 24$ kJ/m³, zelo pravokotna razmagnetilna krivulja in močna anizotropija z mnogo nižjimi magnetnimi lastnostmi v radialni smeri. Optimalne lastnosti so bile dosežene po 30 min. zadržanju pri temperaturi spinodalne premene 615°C, 50 do 60 % deformaciji z vlečenjem in zaključni termični obdelavi.

Avtorski izvleček

INHALT

UDK: 669.018.58.669.112.620.187
ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2—60, 3-67

Metallurgie — Legierung für Magnete — Spinodale Umwandlung
F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec, und F. Grešovnik

Über die spinodale Umwandlung in Eisenlegierungen mit 5 bis 24 % Co und 28 % Cr
Železarski zbornik 23 (1989) 2, S 65—71

Die Temperatur der spinodalen Umwandlung ist mittels der Differenzdilatometrie bestimmt worden. Die Umwandlungstemperatur wird niedriger bei kleiner werdenden Abkühlungsgeschwindigkeit, niedriger wird sie aber auch durch die Beimengen der Legierungselemente. Beim isothermen Anhalten wächst die lineare Grösse der spinodalen Phasen nach der parabolischen Kinetik mit dem Zeitexponenten 0,2. Nach derselben Gesetzmässigkeit wachsen auch die Härte und der Unterschied im Parameter des Kristallnetzes zwischen den spinodalen Phasen. Daraus kann entnommen werden, dass die Härte von den kohärenten Spannungen zwischen den spinodalen Phasen abhängig ist.

Auszug des Autors

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

Lichtbogenofen — Elektrotechnik — Schmelzen — mathematische Methoden
J. Bratina

Elektrotechnisches Betriebsmodell eines Lichtbogenofens zur Erzeugung von Stahl
Železarski zbornik 23 (1989) 2, S 45—56

Die standarden elektroenergetischen und wärmetechnischen Verhältnisse des Lichtbogenofens werden in relativen Werten auf Grund des idealen Kurzschlussstromes und des Verhältnisses des induktiven und ohmschen Widerstandes des Ofenstromkreises gezeigt. Mit der Einführung des zugegebenen induktiven Widerstandes des Lichtbogens bzw. des Verhältnisses mit dem ohmschen Ersatzwiderstand des Lichtbogens ist es möglich alle Betriebszustände reell und zuverlässig zu zeigen. Der gegebene elektroenergetische Betriebsmodell des Lichtbogenofens macht eine optimale Betriebsführung des Ofens in Hinsicht auf verschiedene technologische Anforderungen möglich.

Auszug des Autors

UDK: 538.21.004.12.669.018.58-15/-124.2
ASM/SLA: P16, SGAn, 2—64, 3—68

Metallurgie — Legierungen für permanente Magnete — magnetische Anisotropie — Kaltverformung
F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar und B. Breskvar

Entwicklung der magnetischen Anisotropie in der Eisenlegierung mit 32 % Cr und 10,5 % Co, I
Železarski zbornik 23 (1989) 2, S 73—78

Durch die Kombination thermischer Behandlung und Verformung durch Ziehen sind in der Legierung folgende magnetische Eigenschaften erzielt worden: Remanenz B_r 1,1 T, Koerzitivstärke H_c 320 A/cm und Energieprodukt $(BH)_m$ 24 kJ/m³, eine sehr rechteckige Entmagnetisierungskurve und starke Anisotropie mit viel niedrigeren magnetischen Eigenschaften, in der Radialrichtung. Optimale Eigenschaften sind durch die Aufhaltung von 30 min bei der Temperatur der spinodalen Umwandlung von 615°C einer Verformung von 50 bis 60 % durch Ziehen und nach der thermischen Endbehandlung erzielt worden.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.8.669.15-196.620.193.93
ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n

Metallographie — legierter Stahlguss und nichtrostende Stähle — Elektrochemische Korrosion
L. Vehovar, F. Mlakar, A. Poklukar

Korrosionsbeständigkeit von legiertem Stahlguss und nichtrostenden Stähle in geschmolzener Schlacke
Železarski zbornik 23 (1989) 2, S 57—63

In dieser Arbeit werden die Korrosionsprozesse behandelt mit denen die Integrität der Oberfläche von Zentrifugalrädern in Zusammenhang steht und die im Kontakt mit flüssiger Schlacke sind. Korrosionsmechanismus in geschmolzenen Schlacken wird behandelt. Zahlreiche Untersuchungen sind durchgeführt worden um einen geeigneten Stahlguss zu entdecken, welcher in geschmolzener Schlacke eine genügend grosse Korrosionsbeständigkeit aufweisen wird die im dissoziierten Zustand ein ausserordentlich agresives Medium darstellt. Untersuchungen haben ergeben, dass die ferritischen und austenitischen nichtrostenden Stähle bzw. diesartiger Stahlguss mit niedrigem Kohlenstoffgehalt im Kontakt mit der Schlacke beständig genug sind, den sie ermöglichen die Bildung stabiler passiver Filme mit genügend hoher reparations und Schutzfähigkeit.

Auszug des Autors

CONTENTS

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

Electric arc furnaces — Electrical engineering — Melting —
Mathematical methods

J. Bratina

Operational electric energy model of the steelmaking arc furnace

Železarski zbornik 23 (1989) 2, P 45—56

Standard electric-energy and thermal conditions of the arc furnace are presented in relative values based on the ideal short-circuit current, and on the ratio of inductive and ohmic resistance of the furnace circuit. Introduction of the added inductive reactance of the electric arc or the ratio with the substituting ohmic resistance of the arc enables to present all the operating conditions really and reliably. The given operational electric-energy model of the arc furnace enables the optimisation of the furnace operation due to various technological demands.

Author's Abstract

UDK: 669.018.58:669.112:620.187
ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2—60, 3—67

Metallurgy — Alloy for magnets — Spinoidal transformation

F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec, F. Grešovnik

On spinoidal transformation in iron alloy with 5 to 24 % Co and 28 % Cr

Železarski zbornik 23 (1989) 2, P 65—71

Temperature of spinoidal transformation was determined by differential dilatometry. The transformation temperature is lowered with the reduced cooling rate and also with the alloying elements. In isothermal holding the linear size of spinoidal phases follows the parabolic kinetics law with the time power of 0.2. Also the hardness and the difference in lattice parameter between the spinoidal phases obey the same law. It can be concluded that hardness depends on coherent stresses between the spinoidal phases.

Author's Abstract

UDK: 669.14.018.8:669.15-196:620.193.93
ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n

Metallography — Alloyed cast steels — Stainless steel — Electrochemical corrosion

L. Vehovar, F. Mlakar, A. Poklukar

Corrosion resistance of alloyed cast steels and stainless steel in molten slag

Železarski zbornik 23 (1989) 2, P 57—63

The paper treats the corrosion processes which influence the surface integrity of centrifugal wheels being in contact with molten slag. Corrosion mechanisms in molten slags were analyzed, and numerous investigations were made to find a suitable cast steel with high enough corrosion resistance in the slag which is as dissociated an extremely aggressive medium. Investigations showed that ferritic and austenitic stainless steel or similar cast steels with low carbon contents have good corrosion resistance towards slags since stable passive films with enough high repassivation and protective capacity can be formed on their surfaces.

Author's Abstract

UDK: 538.21.004.12:669.018.58-15/-124.2
ASM/SLA: P16, SGAn, 2—64, 3—68

Metallurgy — Alloys for permanent magnets — Magnetic anisotropy — Cold deformation

F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar, B. Breskvar

Development of magnetic anisotropy in iron alloy with 32 % Cr and 10.5 % Co, I

Železarski zbornik 23 (1989) 2, P 73—78

Combining heat treatment and the deformation by drawing enabled to obtain the following magnetic properties: remanence $B_r > 1.1$ T, coercive force $H_c > 320$ A/cm, and energy product $(BH)_{max} > 24$ kJ/m³, a very rectangular demagnetising curve, and high anisotropy with much lower values of magnetic properties in the radial direction. Optimal properties were achieved after 30 min holding at the temperature of spinoidal transformation at 615°C, 50 to 60 % deformation by drawing, and final heat treatment.

Author's Abstract

СОДЕРЖАНИЕ

UDK: 669.018.58:669.112.620.187
ASM/SLA: M21e, M22g, M23b, SGAn, N8, 2—60, 3—67

Металлургия — сплав для магнитов — спинодальный переход.
F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec, F. Grešovnik
О спинодальном переходе в сплаве железа с 5 до 24 % Со и 28 % Cr.
Železarski zbornik 23 (1989) 2, с 65—71

Определена была температура спинодального перехода при помощи дилатметрического исчисления разностей. Температура перехода снижается с уменьшением быстроты охлаждения, её также снижают легированные элементы. При изотермической задержки увеличивается линейная величина спинодальных фаз по параболической кинетики с временным показателем 0,2. С этой же самой законностью растёт также твёрдость и разница в параметре кристалльной решётки между спинодальными фазами. Можно заключить, что твёрдость зависит от когерентности апряжений между спинодальными фазами.

Авторыф.

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

Электродуговые печи — электротехника — плавка — математические методы.

J. Bratina
Производственная электроэнергетическая модель дуговой печи для производства стали.
Železarski zbornik 23 (1989) 2, с 45—56

Стандартизированные электроэнергетические и теплотехнические отношения дуговой печи приведены в относительных значениях на основании идеализированного замыкания на коротко тока и отношения индуктивного и омического сопротивления электрической цепи. С введением добавочного индуктивного сопротивления электрического тока относительно отношения с эквивалентным омическим сопротивлением дуги существует возможность привести все производственные состояния реально и надёжно. Поданая электроэнергетическая модель дуговой печи даёт возможность оптимизации хода печи в отношении на различные технологические требования.

Авторыф.

UDK: 538.21.004.12:669.018.58-15/-124.2
ASM/SLA: P16, SGAn, 2—64, 3—68

Металлургия — сплавы для постоянных магнитов — магнитная анизотропия — холодная деформация.
F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek, M. Torkar, B. Bresvar
Развитие магнитной анизотропии в сплаве железа с 32 % Cr и 10,5 % Со, I
Železarski zbornik 23 (1989) 2, с 73—78

С комбинацией термической обработки и деформации с волочением были получены следующие магнитные свойства: остаточный магнетизм $B_r > 1$ Тл, коэрцитивная сила $H_c > 320$ А/см и энергетический продукт $(BH)_m > 24$ кДж/м³ очень прямоугольная размагниченная кривая и сильная анизотропия со многими более низкими магнитными свойствами в радиальном направлении. Оптимальные свойства были получены спустя 30-ти минут задерживания при температуре спинодального перехода 615°С, при 50 до 60 % деформации с волочением и при законченной термической обработки.

Авторыф.

UDK: 669.14.018.8:669.15-196:620.193.93
ASM/SLA: R6m, SS, C1q, D11n

Металлография — легированные стальные отливки и нержавеющая сталь — электрохимическая коррозия.
L. Vehovar, F. Mlakar, A. Poklukar
Коррозионная стойкость легированных отливок и нержавеющей стали в расплавленном шлаке.
Železarski zbornik 23 (1989) 2, с 57—63

В этой работе рассмотрены коррозионные процессы в связи с которыми находится целостность поверхность центрифугальность колёс, которые находятся в контакте с жидким шлаком. Также выполнены многочисленные исследования, с которыми стремились определить соразмерное литё, которое бы дало достаточно высокое коррозионное сопротивление в шлаке, который представляет собой в дислоцированном состоянии исключительно агрессивное средство. Исследования показали, что ферритные и аустенитные нержавеющие стали, относительно соответствующее литё с низким содержанием углерода оказывают достаточно сопротивление в контакте с шлаком, ведь они дают возможность образованию устойчивых пассивных фильмов, с достаточно высокой способностью действия антипассивно и защитительно.

Авторыф.

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. Vsebinska naj pove, kateri problem obravnava članek.

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

3) **Avtorski izvleček za kartice** (4 izvodih) 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 tekstem 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 zamotanih indeksov. Če ne morete jasno napisati grških črk, napišite pojasnilo na levi rob, npr. mala grška črka gama. Simbole v enačbah sproti tolmačite. Uporabljajte simbole, ki so v JUS standardih, če teh ni pa najbolj uveljavljene.

Fotografije

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