

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA

	Stran
Blaženko Koroušič — VPLIV SESTAVE ŽLINDRE NA DEZOKSIDACIJO	77
Monika Jenko et al. — ŠTUDIJ SEGREGACIJ SB NA POVRŠINI JEKEL	83
Boris Arzenšek et al. — HLADNO PREOBLIKOVANJE SUPERFERITNEGA JEKLA	89
Matjaž Torkar, B. Šuštaršič — MIKROSTRUKTURNE ZNAČILNOSTI VODNO ATOMIZIRANEGA PRAHU	97
Gojko Todorović et al. — UPORABA ODBRUSKOV PRI PROIZVODNJI JEKLA	105

LETO 25 ŠT. 3—1991
ŽEZB BQ 25 (3) 77—116 (1991)

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: C. Martinčič

Prevodi: A. Paulin, N. Smajić (angleški jezik), J. Arh (nemški jezik)

NASLOV UREDNIŠTVA: Železarski zbornik, SŽ-Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, Jugoslavija

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. Drobňjak, Univerza v Beogradu

prof. dr. B. Koroušič, Metalurški inštitut Ljubljana

prof. dr. L. Kosec, Univerza v Ljubljani

prof. dr. J. Krajcar, Metalurški inštitut Sisak

prof. dr. A. Križman, Univerza v Mariboru

dr. K. Kuzman, Univerza v Ljubljani

dr. A. Kveder, Metalurški inštitut v Ljubljani

prof. dr. A. Paulin, Univerza v Ljubljani

prof. dr. Z. Pašalić, Železarna Zenica

prof. dr. C. Pelhan, Univerza v Ljubljani

prof. dr. V. Prosenc, Univerza v Ljubljani

prof. dr. B. Sicherl, Univerza v Ljubljani

dr. N. Smajić, Metalurški inštitut v Ljubljani

prof. dr. J. Sušnik, Zdravstveni dom Ravne

dr. L. Vehovar, Metalurški inštitut Ljubljana

prof. dr. F. Vodopivec, Metalurški inštitut Ljubljana

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

EDITORIAL STAFF

Editor: J. Arh

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

Production editor: J. Jamar

Lector: C. Martinčič

Translations: A. Paulin, N. Smajić (English), J. Arh (German)

EDITORIAL ADDRESS: Železarski zbornik, SŽ-Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, Jugoslavija

PRINT: TK Gorenjski tisk, Kranj

EDITORIAL ADVISORY BOARD:

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

Dr. B. Brudar, Iskra, Kranj

Prof. Dr. V. Čižman, University of Ljubljana

Prof. Dr. D. Drobňjak, University of Belgrade

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

Prof. Dr. L. Kosec, University of Ljubljana

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

Prof. Dr. A. Križman, University of Maribor

Dr. K. Kuzman, University of Ljubljana

Dr. A. Kveder, Institute of Metallurgy, Ljubljana

Prof. Dr. A. Paulin, University of Ljubljana

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

Prof. Dr. C. 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 25 LJUBLJANA SEPTEMBER 1991

Vsebina	Stran	Inhalt	Seite	Contents	Page
B. Koroušič Vpliv sestave žlindre na dezoksidacijo, razžveplanje in tvorbo vključkov v sodobnih jeklarskih agregatih	77	B. Koroušič Einfluß der Schlackenzusammensetzung auf die Desoxydation, die Entschwefelung und die Einschlufbildung, in den modernen Stahlerzeugungsanlagen	77	B. Koroušič Influence of slag composition on deoxidation, desulphurisation and formation of inclusions in modern steel set-ups	77
M. Jenko, F. Vodopivec, B. Praček Študij segregacij Sb na površini jekel za neorientirano elektropločevino z metodo AES	83	M. Jenko, F. Vodopivec, B. Praček Studium der Seigerungen von Sb auf der Oberfläche der Stähle für nichtorientierte Elektrobleche mit der AES Methode	83	M. Jenko, F. Vodopivec, B. Praček Study of Sb segregations on the surface of steel for not oriented electric sheet by the AES method	83
B. Arzenšek, L. Vehovar, F. Perko, J. Mrak, N. Vojnovič, D. Lazar, F. Legat Hladno preoblikovanje superferitnega jekla	89	B. Arzenšek, L. Vehovar, F. Perko, J. Mrak, N. Vojnovič, D. Lazar, F. Legat Kaltverformung von Superferritischem Stahl	89	B. Arzenšek, J. Vehovar, F. Perko, J. Mrak, N. Vojnovič, D. Lazar, F. Legat Cold workability of superferritic steel	89
M. Torkar, B. Šuštaršič Mikrostrukturne značilnosti vodno atomiziranega prahu iz Ni-superzlitine	97	M. Torkar, B. Šuštaršič Eigenschaften des Mikrogefüges des wasserverdünsten Pulvers aus einer Ni-Superlegierung	97	M. Torkar, B. Šuštaršič Microstructural characteristics of water atomized powder of Ni-superalloy	97
G. Todorovič, J. Apat, S. Kovačič, M. Tolar, J. Lamut, V. Rakovec Uporaba odbruskov pri proizvodnji jekla	105	G. Todorovič, J. Apat, S. Kovačič, M. Tolar, J. Lamut, V. Rakovec Anwendung der Schleifabfälle bei der Stahlerzeugung	105	G. Todorovič, J. Apat, S. Kovačič, M. Tolar, J. Lamut, V. Rakovec Use of grindings in steelmaking	105



RESEARCH REPORT

INSTITUTE OF...

[Faint, illegible text body]



Vpliv sestave žlindre na dezoksidacijo, razžveplanje in tvorbo vključkov v sodobnih jeklarskih agregatih

Blaženko Koroušič, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana

V okviru širšega raziskovalnega programa na Inštitutu za kovinske materiale in tehnologije smo razvili kompleksen termodinamični model žlinder, ki omogoča napoved termodinamičnih aktivnosti žlindrinih komponent.

Na osnovi teh podatkov smo izpeljali konkretne odvisnosti med sestavo žlindre in parametri procesa dezoksidacije s aluminijem. Poleg splošnih pojavov v procesu razžveplanja smo izpeljali odvisnost med kapaciteto žvepla in sestavo žlindre v sistemu $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ ter izračunali minimalne vsebnosti žvepla, ki jih je mogoče doseči s uporabo sintetičnih žlinder s primerno dezoksidacijo jekla.

1. UVOD

V sodobni literaturi s področja proizvodnje jekla se je udomačil pojem "čisto jeklo" (clean steel), ki opredeljuje današnje težnje v proizvodnji čistih in zelo čistih jekel. Pojem "čisto jeklo" je zelo širok in zajema veliko število nezaželenih elementov, spojin in primesi v jeklu. V tem članku se bomo omejili na kontrolo kisika, žvepla in oksidnih nekovinskih vključkov.

Za doseganje zelo nizkih vsebnosti kisika in žvepla v tekočem jeklu je potrebno zagotoviti naslednje pogoje: 1) potek reakcij med žlindro in kovino, kar dosežemo z primerno sestavo žlindre ter z intenzivnim mešanjem v ponovci, 2) preprečitev nezaželenih reakcij v fazi transporta taline in litja kot sta reoksidacija in prenos žvepla iz žlindre v talino.

Termodinamika procesov dezoksidacije in reakcije razžveplanja so zelo dobro poznane, žal pa je uporaba spoznanj omejena zaradi pomanjkanja zanesljivih podatkov o termodinamiki žlindrinih sistemov pri jeklarskih temperaturah.

Namen tega članka je poglobitev znanja o kompleksnih reakcijah dezoksidacije, razžveplanja in mehanizma tvorbe nekovinskih vključkov pri izdelavi čistih jekel (vsebnost žvepla pod 10 ppm in vsebnost celotnega kisika pod 20 ppm).

Izhodišče za tovrstni študij je uporaba termodinamičnega modela žlinder, za katerega je prirejen računalniški program GEMM, ki omogoča oceno termodinamičnih aktivnosti žlinder v multikomponentnih sistemih¹). Na osnovi novejših termodinamičnih podatkov za aktivnosti žlinder so izpeljani novi odnosi pri dezoksidaciji in razžveplanju jekla pri temperaturah 1500-1650°C.

2. Osnovni princip termodinamičnega modela žlinder

V zadnjih 20 letih so bili razviti številni termodinamični modeli za študij večfaznih sistemov in za napoved termodinamičnih lastnosti v binarnih in večkomponentnih sistemih¹⁻⁴). V zadnjem desetletju so se pojavili tudi številni računalniški programi, ki slonijo na različnih modelih, toda večina izhaja iz principa minimizacije Gibbsove energije. Med njimi je najbolj znan program SOLGASMIX, ki ga je prvotno izdelal Eriksson⁵).

2.1 Splošna načela

Celotno Gibbsovo energijo nekega sistema, za katerega želimo izračunati minimalno energijo za dano temperaturo, pritisk in sestavo, lahko napišemo v obliki:

$$G = \sum_i n_i G_i \quad (1)$$

kjer je n_i = število molov komponente i in G_i kemični potencial definiran s enačbo:

$$G_i = G_i^0 + RT \ln a_i \quad (2)$$

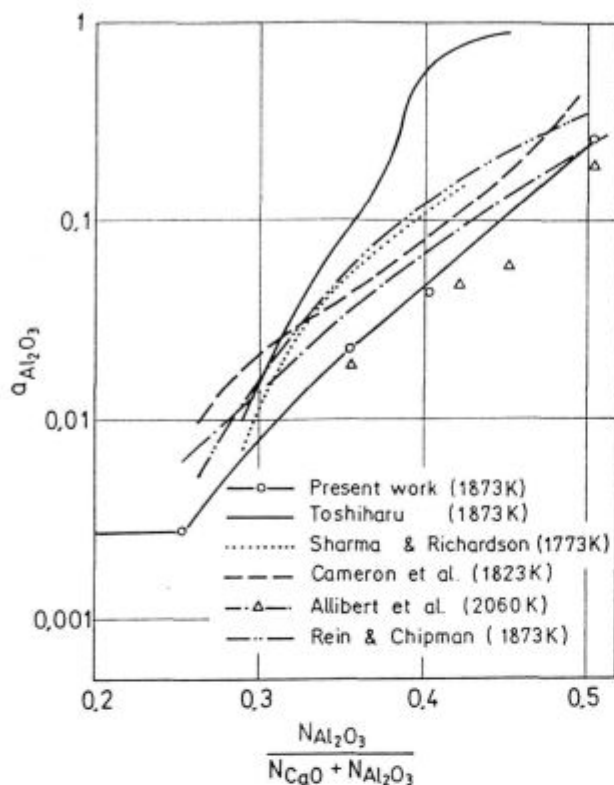
Pri izračunavanju minimalne energije sistema mora biti zadovoljen kriterij masne bilance sodelujočih komponent, t.j. za l -neodvisnih komponent sistema:

$$\sum_{i=1}^m a_{i,j}^g x_i^g + \sum_{i=1}^l a_{i,j}^c x_i^c = b_j \quad (j = 1, 2, \dots, l) \quad (3)$$

kjer predstavlja:

* Rokopis prejet: avgust 1991

** Originalno objavljeno: ŽZB 1991/3



Slika 1

Primerjava modelnih izračunov in praktičnih meritev različnih avtorjev v sistemu CaO-Al₂O₃ pri 1600°C

Figure 1

Comparison of model calculations and experimental values in various references, for the CaO-Al₂O₃ system at 1600°C

a_{ij} - število atomov j -elementa v molekuli i -komponente,

b_j - celotno število molov j -elementa,

l - celotno število elementov.

Za sistem, v katerem nastopajo plinske (g) in kondenzirane faze (s), lahko celotno energijo sistema zapišemo v obliki:

$$\frac{G}{RT} = \sum_{i=1}^m x_i^g (G^\circ/RT)_i^g + \ln P + \ln(x_i^g/X) + \sum_{i=1}^s x_i^s (G^\circ/RT)_i^s \quad (4)$$

Vrednost G° določene komponente lahko izračunamo direktno iz znanih termodinamičnih funkcij ali tabel, ki so danes že dosegljive bodisi iz literature ali iz različnih baz podatkov.

Pri izračunavanju minimalne Gibbsove energije v sistemu se uporablja Lagrange-ova metoda

nedoločenih multiplikatorjev in razvijanje Taylorjeve vrste okrog arbitrarne točke, zanemarjajoč nekatere višje izvode. Končni rezultat iterativnega računanja je, da je zadovoljen kriterij po enačbi (1) in (3) in da v ravnotežju velja linearna enačba:

$$G_{min} = \sum_j b_j G_j \quad (5)$$

kjer je sedaj b_j = celotno število molov j -komponente v sistemu. Računalniški program GEMM (Gibbs Energy Minimization Method) omogoča direktno izračunavanje termodinamičnih aktivnosti večkomponentnih sistemov. Več podrobnosti o uporabljeni metodi je mogoče najti v literaturi¹⁾.

2.2 Izračunavanje termodinamičnih aktivnosti v sistemu CaO-Al₂O₃ in CaO-Al₂O₃-SiO₂

Za lažje razumevanje nadaljnega teksta podajamo nekaj konkretnih rezultatov izračunavanja aktivnosti oksidov v sistemu CaO-Al₂O₃ in CaO-Al₂O₃-SiO₂.

Oba omenjena sistema sta izredno pomembna za študij in razumevanje reakcij, ki potekajo pri obdelavi jekla s sintetičnimi žlindrami in pri obdelavi taline s Ca zlitinami⁶⁻⁷⁾.

Rezultati izračunavanj so prikazani na slikah 1 in 2 za temperaturo 1600°C.

V diagram so vrisani tudi najnovejši rezultati Nagata⁸⁾ (za sistem CaO-Al₂O₃) in nekateri rezultati Kay & Taylor⁹⁾ za del sistema CaO-Al₂O₃-SiO₂ (sestava 3CaO·Al₂O₃ - SiO₂).

Oba sistema sta izbrana naključno, ker so dosegljivi termodinamični podatki uporabni za testiranje modela in za nadaljnjo analizo reakcij dezoksidacije in razžveplanja jekla.

3. Kontrola dezoksidacije pri uporabi sintetičnih žlinder CaO-Al₂O₃-SiO₂

Pri sodobnih postopkih za izdelavo "čistih jekel" (AOD, MRP, LF) se za doseg zelo nizkih vsebnosti kisika uporabljajo sintetične žlindre tipa CaO-Al₂O₃ s manjšimi dodatki CaF₂.

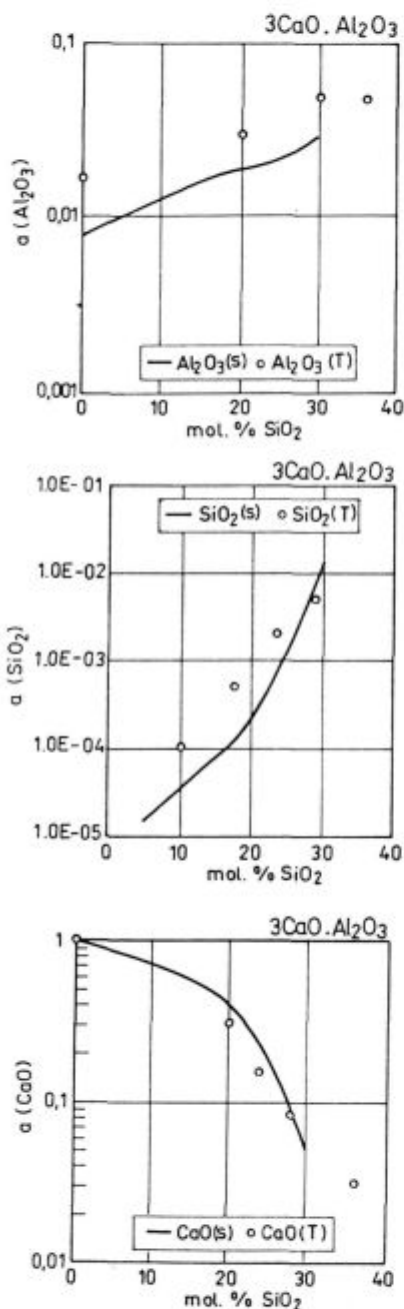
Termodinamika reakcij dezoksidacije z aluminijem in kalcijem je relativno dobro poznana. Določene omejitve pa so še vedno zaradi pomanjkanja termodinamičnih aktivnosti oksidov v delu sistema, ki je praktično nasičen s CaO.

3.1 Dezoksidacija z aluminijem

Številne tuje in domače raziskave v laboratorijskih in industrijskih pogojih so pokazale, da je za doseganje nizkih vsebnosti celotnega kisika v jeklu (pod 20 ppm)

potrebno zagotoviti popolno dezoksidacijo z aluminijem. Pri tem igra pomembno vlogo kisikova sonda, ki omogoča direktno merjenje aktivnosti kisika v talini.

Žal algoritmi sodobnih kisikovih sond za izračunavanje aktivnosti kisika in vsebnosti topnega Al v talini slonijo na predpostavki, da je aktivnost Al_2O_3 v žlindri oziroma v nekovinskih vključkih enaka 1 ($a_{Al_2O_3} = 1$).

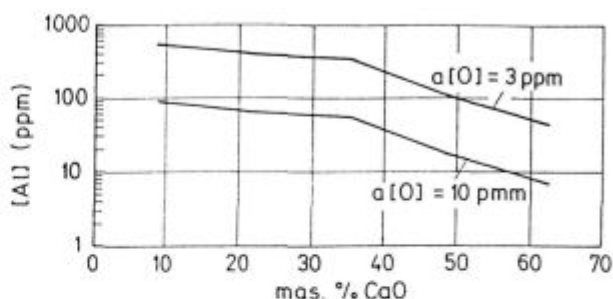


Slika 2

Vpliv SiO_2 v sistemu $3CaO \cdot Al_2O_3 - SiO_2$ na aktivnost Al_2O_3 , CaO in SiO_2 pri $1600^\circ C$

Figure 2

Influence of SiO_2 in the $3CaO \cdot Al_2O_3 - SiO_2$ system on the activities of Al_2O_3 , CaO , and SiO_2 at $1600^\circ C$



Slika 3

Vsebnost Al kot funkcija vsebnosti CaO v žlindrah $CaO - Al_2O_3$

Figure 3

Al content as a function of CaO content in $CaO - Al_2O_3$ slags

Pri uporabi sintetičnih žlinder pa so pogoji povsem drugačni: aktivnost $a_{Al_2O_3}$ je znatno nižja od 1, kar vodi do napačnih vrednosti izračunanih vsebnosti aluminija.

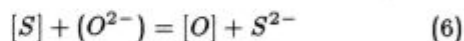
Na sliki 3 vidimo, da ima vsebnost CaO v žlindri $CaO - Al_2O_3$ močan vpliv na vsebnost Al pri enaki aktivnosti kisika. Tako je vrednost Al pri $a_o = 3ppm$ in pri žlindri, nasičeni s CaO (pri $1600^\circ C$ je to okrog 62 mas. % CaO), okrog 40-45 ppm, pri žlindri s 10-20 mas. % CaO pa 10-krat višja.

3.2 Vpliv vsebnosti SiO_2 na obnašanje aluminija

Zanimivo je tudi vprašanje, kako vpliva vsebnost SiO_2 v žlindrah sistema $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$ na obnašanje Al. Na sliki 4 vidimo odnose za dva pomembna psevdosistema: $3CaO \cdot Al_2O_3 - SiO_2$ in $CaO \cdot Al_2O_3 - SiO_2$ pri temperaturi $1600^\circ C$. Dobljeni rezultati kažejo, da vsebnost žlindre igra izredno pomembno vlogo, saj je vpliv vsebnosti SiO_2 v žlindri odvisen od razmerja CaO/Al_2O_3 . V strokovni literaturi nismo našli primerjalnih rezultatov, čeprav praktične izkušnje (glej Löscher et al¹⁰) na to direktno opozarjajo.

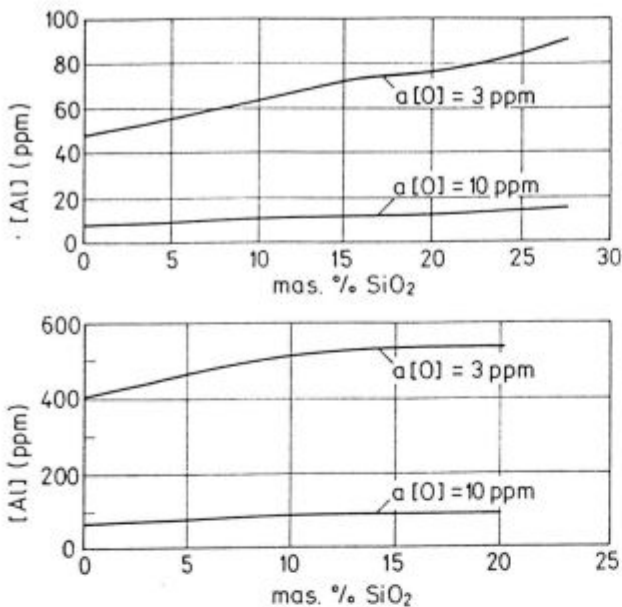
3.3 Kontrola procesa razžveplanja pri uporabi sintetičnih žlinder $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$

Osnovni princip sodobnih jeklarskih procesov je, da se odprava žvepla iz taline izpelje v strogo kontroliranih pogojih, ki so določeni s termodinamiko reakcije:



pri kateri se del žvepla, raztopljenega v jeklu, prenese v žlindro prek fazne meje talina-žlindra. Ravnotežna konstanta za reakcijo (6) pove, da je porazdelitev žvepla med žlindro in talino odvisna od aktivnosti kisika v talini in aktivnosti kisikovih ionov v žlindri:

$$\left(\frac{a_{(S^{2-})}}{a_{[S]}}\right) = K_6 * \left(\frac{a_{(O^{2-})}}{a_{[O]}}\right) \quad (7)$$



Slika 4

Vpliv vsebnosti SiO_2 in razmerja $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ na vsebnost Al

Figure 4

Influence of SiO_2 content and $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ratio on Al content

Za razumevanje vpliva sestave žlindre na potek reakcije (6) je zelo pomemben parameter kapacitete žvepla - C_S , ki definira sposobnost žlindre, da sprejema žveplo:

$$C_S = (\%S) \left(\frac{P_{\text{O}_2}}{P_{\text{S}_2}} \right)^{1/2} \quad (8)$$

Parcialne tlake kisika in žvepla lahko nadomestimo s ustreznimi izrazi za aktivnost kisika in žvepla ($P_{\text{O}_2} = a_{[\text{O}]^2} \cdot K_{\text{O}}$ in $P_{\text{S}_2} = a_{[\text{S}]^2} \cdot K_{\text{S}}$):

$$C'_S = (\%S) * \frac{a_{\text{O}}}{a_{\text{S}}} = (\%S) * \frac{a_{\text{O}}}{[\%S]} * \frac{1}{f_{\text{S}}} \quad (9)$$

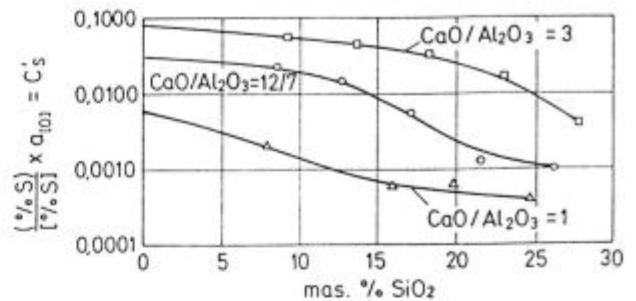
Med C_S in C'_S obstaja funkcionalna povezava, ki jo izpeljemo iz ustreznih termodinamičnih vrednosti:

$$C'_S = C_S * 10^{-785/T + 1.027} \quad (10)$$

Na sliki 5 vidimo vpliv razmerja $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ in vsebnosti SiO_2 na kapaciteto žvepla - C'_S pri temperaturi 1600°C . Čim višje je razmerje med $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ in čim manjša je vsebnost SiO_2 tem višja je kapaciteta žvepla - C'_S . Za prakso so pomembne ugotovitve:

1. $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ naj bo med 1,5-3,0.
2. Vsebnost SiO_2 naj bo manjša kot 10 mas. %.

Pomembno je tudi poudariti, da je za doseganje nizkih vsebnosti žvepla izredno pomembna intenziteta



Slika 5

Vpliv sestave žlindre v sistemu $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ na vrednosti $C'_S = (\%S) \cdot a_{\text{O}} / \%S$ pri 1600°C

Figure 5

Influence of slag composition in the $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ system on the values $C'_S = (\%S) \cdot a_{\text{O}} / \%S$ pri 1600°C

mešanja tekočega jekla in žlindre. Po drugi strani moramo poskrbeti, da je talina dezoksidirana, t.j., da je aktivnost kisika v talini nizka (pod 5 ppm). Kot kaže na sliki 6 in 7 najnižje možne vsebnosti žvepla dosegamo pri žlindrah, praktično nasičenih s CaO in z vsebnostjo SiO_2 pod 10 mas. %, pri čemer je ključni parameter nizka aktivnost kisika v talini.

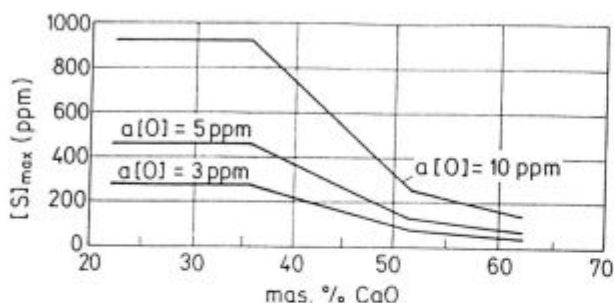
Te pogoje je mogoče zagotoviti brez večjih težav v sodobnih agregatih sekundarne metalurgije (VAD, ponovna peč, VOD, AOD, MRP) z bazično oblogo. Kot kažejo praktične izkušnje, lahko danes v omenjenih agregatih dosegamo vsebnosti žvepla pod 20 ppm in pri posebnih kvalitetah (npr. trafo in dinamo jeklo) tudi pod 10 ppm žvepla.

4. ZAKLJUČKI

Vedno večje zahteve uporabnikov jekel po uporabi čistih jekel silijo proizvajalce kvalitetnih jekel v optimizacijo proizvodnih procesov. Za doseganje zelo nizkih vsebnosti kisika in žvepla v končnih izdelkih je potrebno zagotoviti popolno kontrolo vseh delovnih faz od procesa rafinacije, kar dosežemo s uspešno kontrolo vsebnosti kisika in primerno izbiro rafinacijske žlindre ter z uporabo bazičnih materialov za ponovce, do transporta in litja jekla po konti ali klasičnem postopku v jeklarni. Z uporabo termodinamičnega modela žlinder smo izračunali aktivnosti oksidov v sistemu $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ pri jeklarskih temperaturah.

Na osnovi teh podatkov smo analizirali pogoje za uspešno dezoksidacijo, pri čemer smo posebej opozorili na pomen uporabe sintetičnih žlinder in pravilno interpretacijo vsebnosti aluminija, kot rezultata meritev aktivnosti kisika s kisikovo sondo.

Za doseganje nizkih aktivnosti kisika in v končni etapi tudi celotnega kisika v ulitem jeklu moramo zagotoviti popolno kontrolo vseh vplivnih parametrov od faze rafinacije do litja.

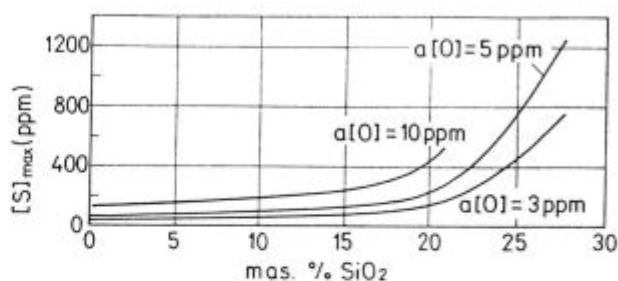


Slika 6

Teoretične vsebnosti žvepla pri uporabi sintetičnih žlinder CaO-Al₂O₃ pri različnih aktivnostih kisika v talini in temperaturi 1600°C

Figure 6

Theoretical sulphur contents by application of synthetic CaO-Al₂O₃ slags at various oxygen activities in the melt at 1600°C



Slika 7

Teoretične vsebnosti žvepla pri uporabi sintetičnih žlinder CaO-Al₂O₃-SiO₂ pri različnih aktivnostih kisika v talini in temperaturi 1600°C

Figure 7

Theoretical sulphur contents by application of synthetic CaO-Al₂O₃-SiO₂ slags at various oxygen activities in the melt at 1600°C

Poseben poudarek je dan poznavanju vplivnih parametrov za odpravo žvepla in doseganja nizkih vsebnosti žvepla.

Izpeljali smo nekatere odvisnosti med kapaciteto žvepla in sestavo žlindre ter ocenili napovedi minimalne vsebnosti žvepla v odvisnosti od sestave žlindre in aktivnosti kisika v talini.

LITERATURA

1. Koroušić, B.: Some Fundamental Aspect of Thermodynamic of The System CaO-Al₂-SiO₂, Steel Research, 62, No. 7, 1991, str. 285-288
2. Smith, W.R., R.W.Missen: Chemical Reaction Equilibrium Analysis, Wiley-Interscience, New York, NY, 1982
3. Dinsdale, A.T., S.M. Hadson, T.I. Barry, J.R.Taylor: In Computer Software in Chemical and Extractive

Metallurgy, Pergamon Press, New York, NU, 1989, p. 59-74

4. Pelton, A. D., M. Blander: Metall. Trans. B (1986), vol. 17 B, p. 805-815
5. Eriksson, G.: Chem. Scr., 1975, vol. 8, p. 100-103
6. Turkdogan, E.T.: Arhiv Eisenhüttenwes, vol. 54 (1983) S. 1-10
7. Kay, D.A.R., S.V. Subramanian, R.V. Kumar: 25th Conference of Metallurgist, Toronto (1986) CIM
8. Fujisawa, T., Ch. Yamauchi, H. Sakao: The Sixth Internat. Iron and Steel Congress, Vol. 1, 201-208 (1990)
9. Kay, D. A. R., J. Taylor: Trans. Faraday Soc., 56, 1372 (1960)
10. Löscher, W., W. Pluschkell, R. Scheel: In Schlacken in der Metallurgie, Stahleisen, Dusseldorf, (1984), S. 263-279

ZUSAMMENFASSUNG

Im Rahmen eines breiteren Forschungsprogrammes an Institute of Metals and Technology ist ein komplexes thermodynamisches Schlackenmodell entwickelt worden, mit welchem die Voraussage thermodynamischer Aktivitäten der Schlacken komponenten möglich ist.

Auf Grund dieser Daten sind konkrete Abhängigkeiten zwischen der Schlackenzusammensetzung und den Parametern des Desoxydationsprozesses mit Aluminium aus-

geführt worden. Neben den allgemeinen Erscheinungen beim Schwefelungsprozess ist die Abhängigkeit zwischen der Schwefelkapazität und der Schlackenzusammensetzung im System CaO-Al₂O₃-SiO₂ ausgeführt worden. Minimale Schwefelgehalte die bei der Anwendung sintetischer Schlacken, bei geeigneter Stahldesoxydation erreicht werden können, sind ausgerechnet worden.

SUMMARY

In the context of wider research program at the Institute of Metals and Technology, a complex thermodynamic model for slags was developed which enables to forecast the thermodynamic activities of slag components.

Based on data, concrete correlations between the slag composition and parameters of the deoxidation process

with aluminium were derived. Next to general phenomena on desulphurisation process also the correlation between the sulphur capacity and slag composition in the CaO-Al₂O₃-SiO₂ system was derived, and minimal sulphur contents attainable with synthetic slags and suitable deoxidation of steel were calculated.

42. POSVETOVANJE O METALURGIJI IN KOVINSKIH GRADIVIH PORTOROŽ 2.-4. OKTOBER 1991

Na posvetovanju je bilo 120 udeležencev iz 38 podjetij, inštitutov in obeh slovenskih univerz, kar je zadovoljiva udeležba glede na veliko krizo v gospodarstvu. Letos je prvič pokroviteljstvo prevzela slovenska vlada in je kot njen zastopnik posvetovanje pozdravil minister za znanost in tehnologijo prof. dr. P. Tancig, pozdravili pa so ga tudi prof. dr. A. Križman - rektor Univerze v Mariboru, prof. dr. M. Kregar - dekan Univerze v Ljubljani in predsednik Skupščine Občine Piran - gospod F. Fičur. Na posvetovanju je bilo v govornem delu predstavljeno 35. predavanj, razdeljenih v sekcije: TALILNA TEHNOLOGIJA, LASTNOSTI KOVIN PRI UPORABI, PREDELAVA KOVIN, NOVE TEHNOLOGIJE, EKOLOGIJA, DELA NOVIH RAZISKOVALCEV IN MLADIH INŽENIRJEV, BARVNE KOVINE IN ZLITINE, MATEMATIČNO MODELIRANJE IN RAČUNALNIŠKA SIMULACIJA PROCESOV. Vabljeni predavanja so predstavili S. Ažman - Železarna Jesenice iz področja mikrolegiranih jekel za petrokemično industrijo, J. Vižintin - Fakulteta za strojništvo iz področja tribologije, A. Smolej - Oddelek za Montanistiko FNT o sodobnih zlitinah aluminija in J. Šegelj - Železarna Ravne o računalniški podpori krmiljenja proizvodnje. Poleg govornih je bilo na posvetovanju predstavljenih tudi 54. del v posterski obliki. Po tematiki so v program posvetovanja vključena najbolj aktualna področja raziskav in razvoja na področju kovinskih materialov in njihove tehnologije v Sloveniji, posebej pa velja izpostaviti dobro udeležbo predavateljev v sekcijah ekologija, nove tehnologije, računalništvo in dela novih raziskovalcev in mladih inženirjev, ki kažejo, da se raziskave na področju kovinskih materialov uspešno

vključujejo tudi v najbolj aktualna področja industrijskih raziskav v razvitih državah.

Velika osvežitev za govorni del programa posveta so bili nastopi novih metalurških inženirjev in njihovih nekoliko starejših kolegov, ki so vključeni v program NOVI RAZISKOVALCI, ki ga financira MZT. Vsi so izredno samozavestno in kakovostno predstavili rezultate svojih diplomskih ali magistrskih nalog in za svoj nastop tudi poželi zasluženo priznanje starejših kolegov.

Posterska predstavitev del je bila združena z majhnim sprejemom, od katerih je enega priredil predsednik Skupščine Občine Piran.

Ob koncu posveta so bili udeležencem predstavljeni usmerjeni raziskovalni programi in raziskovalni projekti, ki jih v letu 1991 financira ali sofinancira MZT. Predstavljeni so bili tudi programi mi in projekti, ki so predlagani na razpis za leto 1992. Udeleženci so bili tudi na kratko seznanjeni z Zakonom o zavodih in z Zakonom o raziskovalni dejavnosti, za katerega so ugotovili, da nalaga MZT tudi naloge, ki jih imajo v razvitih državah drugi vladni resorji.

Končna ocena posvetovanja je, da je uspel po strokovni, po organizacijski in po družabni plati. To kaže, da pridobiva na pomenu kot mesto, kjer mnoge stroke lahko predstavljajo v javno oceno svoje delo na področju kovinskih materialov in tehnologij ter keramike. Zato je bil sprejet sklep, da se naslednje posvetovanje organizira v enaki obliki in ob približno istem datumu.

Prof. dr. F. Vodopivec

Študij segregacij Sb na površini jekel za neorientirano elektropločevino z metodo AES

Monika Jenko, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana
 F. Vodopivec, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana
 B. Praček, Inštitut za elektroniko in vakuumsko tehniko, Ljubljana

Študij segregacije antimona na površini neorientirane elektropločevine, ki je bila mikrolegirana z antimonom, z novo raziskovalno metodo, ki omogoča "in situ" AES raziskave v ultravisokem vakuumu v temperaturnem področju od 20° do 850° C. Zasedovanje kinetike segregacije antimona na površinah vzorcev, ki so bile predhodno očiščene z ionskim jedkanjem. Določitev temperature začetka segregacije antimona in debeline segregirane Sb plasti pri temperaturi 700° C.

1. UVOD

Za lastnosti kovin sta pri njihovem procesiranju in uporabi zelo pomembni struktura in sestava površin, mejnih ploskev in faznih mej. V posameznih fazah proizvodnega procesa namreč po le-leh segregirajo različni legirni elementi in nečistoče, ki lahko povzročajo različne transformacije v trdnem. Nekateri elementi lahko selektivno vplivajo na procese, ki se začnajo na površinah, npr. na: adsorpcijo, oksidacijo, korozijo, katalizo, rekristalizacijo itd., medtem ko so krhkost materiala, lezenje, sintranje itd. v direktni povezavi s sestavo na mejnih površinah.

Cilj dela je boljše razumevanje segregacij antimona na površini jekel za neorientirano elektropločevino in njihov vpliv na formiranje teksture, ki v končni fazi vodi do optimiziranja strukture in sestave neorientirane elektropločevine z minimalnimi vatnimi izgubami.

Literaturni podatki (1-4) in naša eksperimentalna dognanja (7, 8) kažejo, da se z dodatkom majhnih količin Sb v silicijevo jeklo zmanjšajo vatne izgube pri neorientiranih elektropločevinah.

Kinetiko segregacije Sb smo zasledovali na površini Fe-Si-Sb-C zlitine, ki je bila predhodno očiščena z ionskim jedkanjem. Koncentracija segregiranega Sb na površini je bila določena v odvisnosti od koncentracije v masivnem materialu in od temperature z metodo AES.

Kinetiko rasti tanke segregirane Sb plasti na površini preiskovane zlitine smo študirali v temperaturnem področju od 20° do 850°C v ultravisokem vakuumu (UVV). Določili smo temperaturo, pri kateri začne Sb segregirati na površini z zaznavno hitrostjo, in kinetiko rasti segregirane Sb plasti.

2. Eksperimentalno delo

Študij kinetike segregacij je pogojeval razvoj nove, občutljive raziskovalne metode, ki je osnovana na metodi AES in omogoča raziskave v vakuumski posodi spektrometra Augerjevih elektronov, v ultravisokem vakuumu (UVV) pri temperaturah do 850°C.

Študij segregacij Sb na površini silicijeve elektropločevine je potekal v dodatno opremljenem spektrometru Augerjevih elektronov, PHI Model 545 A; **slika 1**.

Vzorec hladno valjane silicijeve elektropločevine s sestavo Fe- 1.87% Si; 0.3% Al; 0.24% Mn; 0.015% C, z majhnimi količinami nekontroliranih elementov in nečistoč in dimenzij 30 mm x 1.5 mm x 0.125 mm smo elektrouporovno segrevali. Termočlen Fe-CuNi, premera 0.1 mm, smo točkovno privarili na zadnjo stran vzorca v neposredno bližino analiznega mesta. Vzorec smo pritrdili na standardni nosilec vzorcev v vakuumski posodi spektrometra Augerjevih elektronov. S posebej oblikovanimi togimi in gibljivimi priključki je bil preko vakuumskih prevodnic povezan z energijskimi izvori in merilniki na atmosferi. Površino vzorca smo očistili z jedkanjem z Ar⁺ ioni in v UVV 1x10⁻⁹ mbar segrevali v temperaturnem področju od 20° do 850°C ter sočasno analizirali površino vzorca. S profilno AES analizo smo določili debelino tanke segregirane Sb plasti na površini vzorca. Po končanem eksperimentu smo površino vzorca očistili z Ar⁺ ioni in s ponovnim segrevanjem vzorca znova zasledovali nastanek segregacij na površini vzorca. Tako smo lahko brez poseganja v vakuumsko posodo Augerjevega spektrometra en vzorec uporabili za vrsto poskusov.

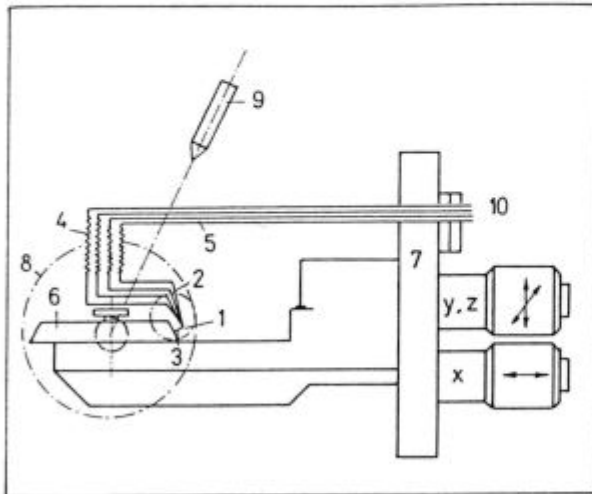
AES analize so bile izpeljane s statičnim elektronskim curkom 3 keV/1μA, premera 45 μm, pri vpadnem

* Rokopis prejet: avgust 1991

** Originalno objavljeno: ŽZB 1991/3

kotu 30°. Ionsko jedkanje je bilo opravljeno z Ar^+ ioni energij 1 keV in 3 keV pri gostoti ionskega toka 0.138 Am^2 , merjeni pri vpadnem kotu 47°.

Občutljivost AES metode je 0.1 at.%, relativna natančnost pa 0.5%.



Slika 1

Spektrometer Augerjevih elektronov, preurejen in dodatno opremljen za študij segregacij na površini kovin in zlitin:

- 1 - vzorec Fe-Si-Sb-C zlitine je bil uporovno gret
- 2 - termočlen Fe-CuNi
- 3 - nosilec vzorcev
- 4 - gibljivi priključki
- 5 - togi priključki
- 6 - standardni nosilec vzorcev v Augerjevem spektrometru
- 7 - prirobnica
- 8 - cilindrični zrcalni analizator - CMA
- 9 - ionska puška
- 10 - vakuumske prevodnice

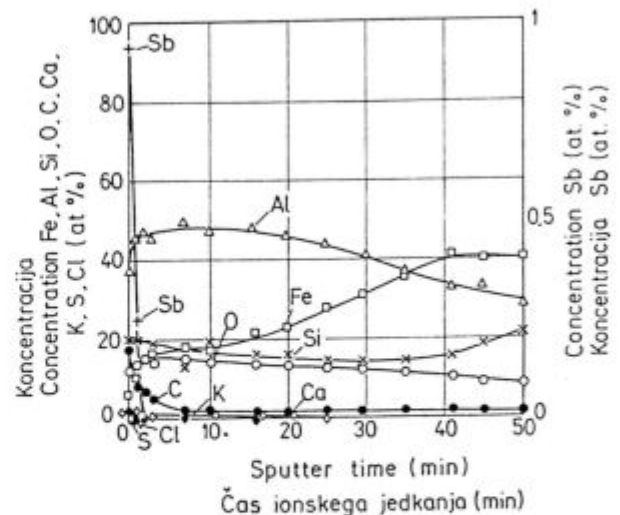
Figure 1

Scanning Auger Microprobe adapted for segregation investigation on the surface of metals and alloys:

- 1 - sample, Fe-Si-Sb-C alloy, resistive heated
- 2 - thermocouple Fe-CuNi
- 3 - sample holder
- 4 - flexible connections
- 5 - rigid connections
- 6 - standard sample holder in Auger Spectrometer
- 7 - flange
- 8 - cylindrical mirror analyzer - CMA
- 9 - ion gun
- 10 - lead through

3. Rezultati in diskusija

Segregacijo antimona na površini neorientirane silicijeve elektropločevine, mikrolegirane z Sb, smo v prvih



Slika 2

Profilni AES diagram zlitine Fe-Si-Sb-C, žarjene na razogljčenje in rekristalizacijo dve uri pri temperaturi 850°C v atmosferi vodika. Analizni parametri 3 keV Ar^+ , 15 mA, R=5.

Figure 2

AES depth profile diagram of Fe-Si-Sb-C alloy heated two hours at 850°C in hydrogen atmosphere for decarburisation and recrystallization. Analyzing parameters 3 keV Ar^+ , 15 mA, R=5.

poskusih analizirali na vzorcih, ki so bili žarjeni za razogljčenje in rekristalizacijo pri temperaturi 850°C dve uri v atmosferi vodika.

Debelino segregirane Sb plasti smo določili s profilno AES analizo. Ta nam omogoča AES analizo tudi v večjih globinah, kot je izstopna globina Augerjevih elektronov. Postopek, ki ga uporabljamo, je destruktiven in je kombinacija ionskega jedkanja in AES analize (5).

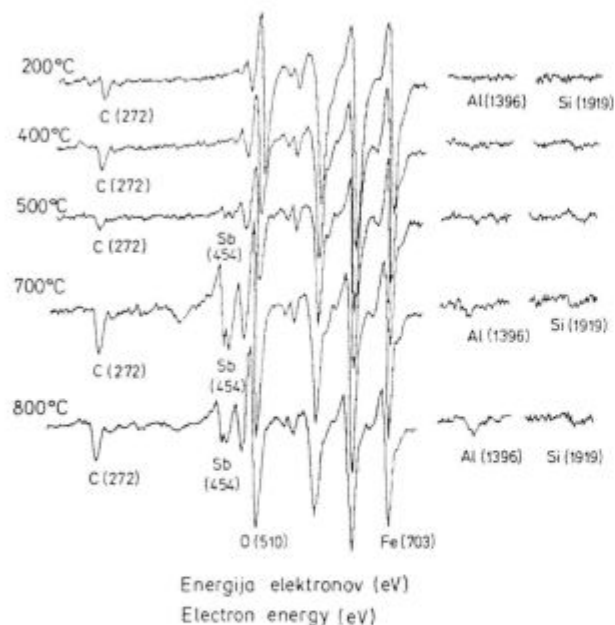
Debelina analizirane plasti v nasprotju z drugimi analiznimi metodami ni določena z vstopno globino primarnih elektronov, temveč z izstopno globino Augerjevih elektronov in je odvisna od njihove energije. Efektivna izstopna globina je določena s srednjo prosto potjo elektronov in s kotom emisije elektronov, merjenim med smerjo emisije elektronov in normalo na vzorec z enačbo (1):

$$\lambda_i = \lambda_i^0 \cos \phi \quad (1)$$

Tipične vrednosti za λ_i so od 0.4 nm do 4 nm (6).

Izstopno globino Augerjevih elektronov segregirane Sb plasti izračunamo s pomočjo izrazov, ki sta jih podala Seah in Dench (5). Izstopno globino Augerjevih elektronov lahko izračunamo v monoplasteh λ_m , v nanometrih λ_n in v $\mu\text{g cm}^{-2}$ λ_d . λ_m je podana z izrazom (2):

$$\lambda_m = 538 E^{-2} + 0.41(aE)^{1/2}, \quad (2)$$



Slika 3

Spremembe vrhov Augerjevih elektronov med segrevanjem zlitine Fe-Si-Sb-C do temperature 850°C. Antimon prične segregirati z zaznavno hitrostjo pri 500°C.

Figure 3

Auger Electron Spectra of Fe-Si-Sb-C alloy, recorded in the heating process in temperature range from 20°C to 850°C. The surface had been previously cleaned by ion sputtering. The process of antimony segregation on the surface of Fe-Si-Sb-C alloy proceeded with perceivable relativity at 500°C.

a - debelina monoplasti (nm),

E - energija elektronov nad Fermijevim nivojem (eV).

Za antimon znaša izstopna globina Augerjevih elektronov λ_m :

$$\lambda_m = 538 \cdot (454)^{-2} + 0,41 \cdot (0,3 \cdot 454)^{1/2}$$

$$\lambda_{mSb} = 4,8 \text{ monoplasti}$$

Poprečno debelino monoplasti Sb izračunamo iz gostote snovi in atomske oziroma molske mase po obrazcu (3)

$$a = \frac{A}{\rho \cdot N_A \cdot n}^{1/3} \quad (3)$$

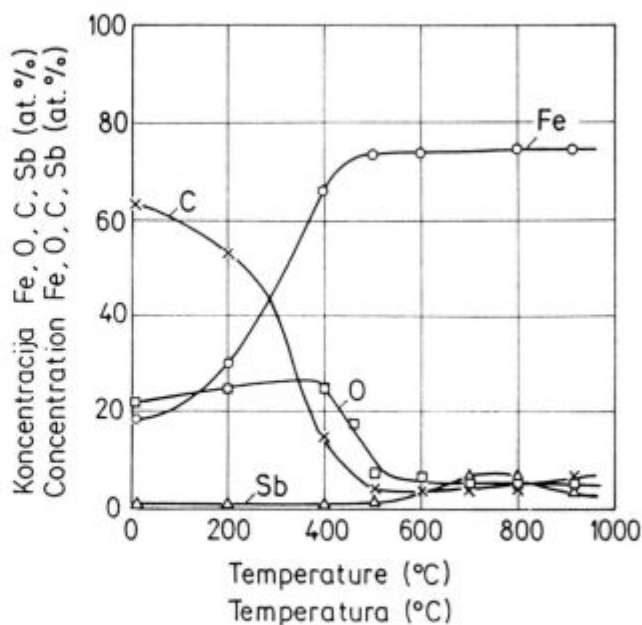
A - atomska oziroma molska masa (g/mol)

N_A - Avogadrovo število (6.022×10^{23} /mol)

ρ - gostota snovi (g/cm^3)

n - število molov

Za antimon znaša poprečna debelina ene monoplasti



Slika 4

Segregacija antimona na površini Fe-Si-Sb-C zlitine kot funkcija temperature.

Figure 4

Antimony surface segregation of Fe-Si-Sb-C alloy as a function of the surface temperature.

$$a = \frac{121,75}{6,62 \cdot 6,022 \cdot 10^{23}}^{1/3} = 0,3 \text{ nm}$$

Izstopno globino Augerjevih elektronov λ_n (nm) dobimo z uporabo enačbe (4):

$$\lambda_n = a \lambda_m, \quad (4)$$

za antimon je $\lambda_n = 0,3 \cdot 4,8 = 1,5 \text{ nm}$.

Efektivna izstopna globina λ_i , ki je dana z enačbo (1), je zmanjšana zaradi smeri izstopa elektronov

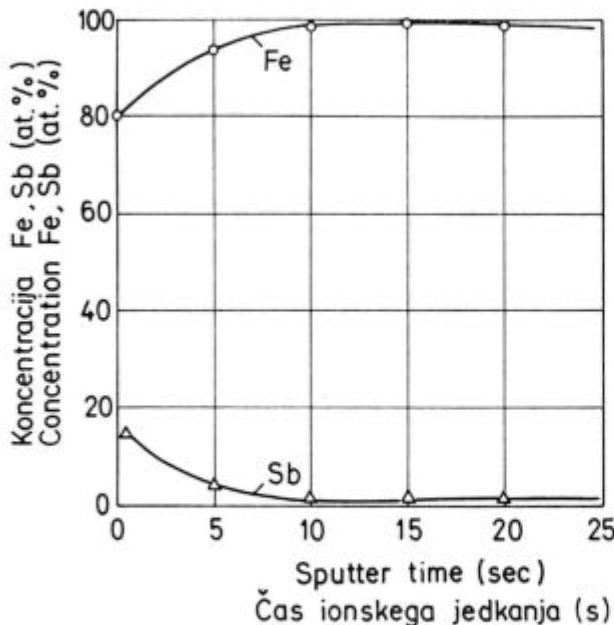
$$\lambda_i = \lambda_n \cos \phi.$$

Za antimon znaša efektivna izstopna globina Augerjevih elektronov

$$\lambda_{iSb} = 1,5 \text{ nm} \cdot 0,65$$

$$\lambda_{iSb} \approx 1,0 \text{ nm}$$

S profilno AES analizo vzorcev silicijeve elektroplčevine mikrolegirane z antimonom, žarjenih za razogljčenje in rekristalizacijo v atmosferi vodika, smo na površini vzorcev (slika 2) določili vrhove Augerjevih elektronov, značilnih za železo (703 eV), silicij (1919 eV), aluminij (1396 eV), kisik (510 eV), ogljik (272 eV), žveplo (151 eV) in antimon (454 eV), medtem ko so vrhovi, značilni za kalcij (286 eV), kalij (252 eV) in klor (181 eV), ostanki čistilnih sredstev, s katerimi so bili vzorci očiščeni pred vgradnjo v vakuumsko posodo Augerjevega spektrometra. AES pro-



Slika 5

Profilni AES diagram približno 0,3 nm debele segregirane Sb plasti na površini Fe-Si-Sb-C zlitine po segrevanju na 850°C. Analizni parametri: 1 keV Ar⁺, 15 mA, raster 5.

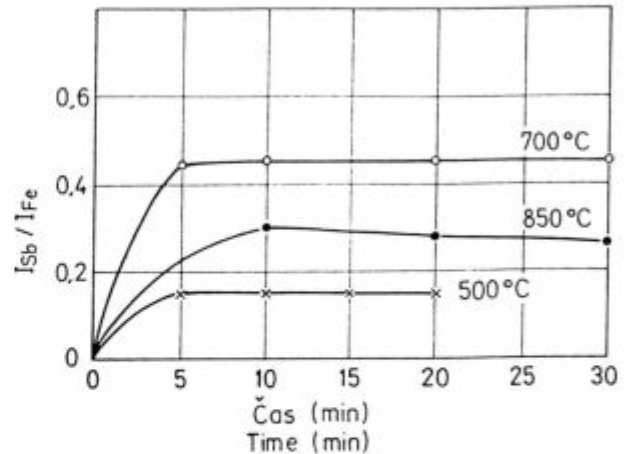
Figure 5

AES depth profile diagram of approximately 0,3 nm thick Sb segregated thin film on the surface of Fe-Si-Sb-C alloy after heating up to 850°C. Analyzing parameters: 1 keV Ar⁺, 15 mA, R = 5.

filna analiza je bila narejena do globine 50 nm; kjer smo določili vrhove, značilne za železo, aluminij, silicij, kisik in ogljik. Antimona zaradi nizke vsebnosti v masivnem materialu (0.052% Sb) in zaradi premajhne občutljivosti metode AES nismo mogli določiti.

S standardno AES metodo smo lahko le potrdili naša predvidevanja, da antimon segregira na površini vzorca, kinetike segregacije pa s to metodo ni moč določiti. Zato smo razvili novo raziskovalno metodo, ki omogoča segrevanje vzorca v temperaturnem področju od 20°C do 850°C v samem spektrometru Augerjevih elektronov in sočasno AES analizo.

Površino vzorca hladno valjanega traku preiskovane zlitine smo pred pričetkom segrevanja v vakuumski posodi Augerjevega spektrometra očistili z ionskim jedkanjem. Spektra Augerjevih elektronov, posneta pri 200°C in 400°C na sliki 3, kažeta vrhove, značilne za železo, ogljik, aluminij in silicij, vrha, značilnega za antimon, ni, ker je vsebnost antimona na površini vzorca pod mejo občutljivosti metode AES. Zaznaven vrh antimona se pojavi pri 500°C, torej je pri tej temperaturi Sb pričel opazno segregirati na površini. Spekter, posnet pri 700°C, kaže, da se je površina preiskovanega vzorca močno obogatila z antimonom; dosežena je maksimalna vrednost. Pojavila sta se tudi



Slika 6

Kinetika segregacije antimona na površini zlitine Fe-Si-Sb-C pri temperaturah

Figure 6

Kinetics of surface antimony segregation on Fe-Si-Sb-C alloy at the temperatures 500°C, 700°C and 850°C in UHV.

vrhova aluminija in silicija, ki sta tudi pričela segregirati na površini. Z nadaljnjim segrevanjem vzorca oz. višanjem temperature do 850°C pride do zanimivega pojava, da se intenziteta vrha antimona zmanjša (slika 4).

Pri temperaturi 850°C je debelina segregirane plasti na površini vzorca enaka množini segregiranega Sb; odvisna je od difuzije v α -železu in od stopnje odparevanja segregiranega Sb. Že po nekaj minutah se vzpostavi ravnotežje: debelina segregirane Sb plasti se tudi po 30 minutah konstantne temperature 850°C ne spreminja. Približno debelino segregirane Sb plasti 0,3 nm oziroma 1 monoplast smo določili s profilno AES analizo s šibkim jedkanjem z Ar⁺ ioni (1 keV, 15 mA, R = 5); slika 5.

Kinetika segregacije antimona na površini preiskovane neorientirane elektroplöčevine pri treh različnih temperaturah je prikazana na sliki 6; segregacija antimona je največja pri temperaturi 700°C, ko je parni tlak antimona še dovolj nizek, da ne pride do odparevanja segregirane plasti.

4. ZAKLJUČEK

Razvili smo novo, občutljivo raziskovalno metodo, zasnovano na spektroskopiji Augerjevih elektronov, ki omogoča študij mehanizma in kinetike segregacij na površini kovin in zlitin in s tem zaorali ledino v popolnoma novo področje raziskav segregacij legirnih elementov in elementov nečistoč, ki so v kovinah in zlitinah prisotni v zelo nizkih koncentracijah.

S prvo takšno raziskavo smo študirali kinetiko segregacije antimona na površini jekla za neorientirano elektropločevino v temperaturnem področju od 20° do 850°C v UVV. Kinetiko rasti segregirane plasti antimona na površini pločevine do debeline 0.3 nm smo zasledovali z direktnimi meritvami intenzitet Augerjevih elektronov značilnih za Sb, Fe, C in O.

Antimon prične segregirati na površino silicijeve elektropločevine z zaznavno hitrostjo pri 500°C in narašča z naraščajočo temperaturo; pri temperaturah $T > 700^\circ\text{C}$ moramo upoštevati odparevanje segregiranega Sb s površine. Sb se pojavi na površini silicijeve elektropločevine med procesom rekristalizacije, torej lahko vpliva na kristalografsko orientacijo zrn oziroma na formiranje teksture in s tem posredno na zmanjšanje vatnih izgub, kar bomo v prihodnosti sistematično raziskali.

LITERATURA

1. G. Lyudkovsky, P. K. Rastogi, M. Bala, *Met. Trans.* 15A (1984) 257
2. H. Shimanaka, Y. Ito, K. Matsumura, B. Fukunda, *J. Magnet. Mag. Mat.* 26 (1982) 57
3. H.J. Grabke, *ISIJ Inter.* 29, 7 (1989) 529
4. S. Hofmann, *Vacuum* 40, 1/2 (1990) 9
5. M.P. Seah, W.A. Dench, *Surf. Interface Anal.* 1 (1979) str. 2
6. L. E. Davis, N. C. Mac Donald, P. W. Palmberg, G. E. Riach, R. E. Weber, *Handbook of Auger Electron Spectroscopy*, Second Edition, Physical Electronics Industries, Eden Prairie 1976
7. F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik, *J. Magnet. Mag. Mat.* (v tisku)
8. M. Jenko, F. Vodopivec, F. Grešovnik, B. Praček, M. Kern, *Bilten JUVAK* 24, (1990) DVT Slovenije, str. 491

ZUSAMMENFASSUNG

Für die Eigenschaften von Metallen bei deren Verarbeitung und Anwendung ist das Gefüge, und die Zusammensetzung der Oberflächen, der Grenzflächen, und Phasengrenzen von großer Bedeutung, denn in den einzelnen Phasen des Erzeugungsprozesses seigern auf diesen verschiedene Elemente, sind aber auch Startpunkte für verschiedene Transformationen im festen Zustand. Einige Elemente können die Prozesse, welche an den Oberflächen anfangen wie z. B. Adsorption, Korrosion, Adhesion, Diffusion Rekristallisation u.s.w. selektiv beeinflussen.

Die Seigerungen von Antimon haben wir auf der Oberfläche eines nichtorientierten Elektrobleches-polykristalline

Legierung Fe-Si-Sb-C welches in ultrahohem Vakuum erhitzt worden ist, studiert.

Die Seigerungskinetik von Antimon ist auf der Oberfläche verfolgt worden, die vorher durch Ionenätzung gereinigt worden ist. Es ist festgestellt worden, daß Antimon bei 500°C mit wahrnehmbarer Geschwindigkeit zu seigern anfangt und daß die Dicke der Antimon Seigerungsschicht mit der wachsenden Temperatur größer wird: wobei bei Temperaturen $T > 700^\circ$ auch das Prozeß der Abdampfung von Antimon zu berücksichtigen ist. Die Dicke der Antimon Seigerungsschicht ist bestimmt worden, sie beträgt bei der Temperatur von 850°C 0,3 nm.

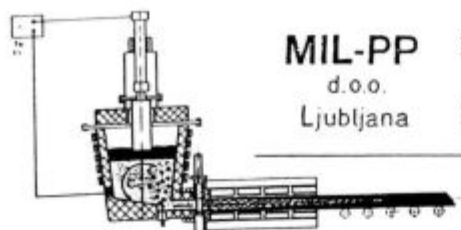
SUMMARY

The structure and composition of surfaces and interfaces affect many material properties during the production processes and at their use due to segregation of alloying elements and impurities. Some of these elements have a selective effect on the processes which start at the surface. Strongly influenced by surface composition are adsorption, corrosion, adhesion, surface diffusion, recrystallisation etc. The aim of our studies is better understanding of antimony surface segregation influence on texture formation of non oriented electrical steel sheet. Antimony segregation has been studied on the surface of non oriented electrical steel sheet: a polycrystalline Fe-Si-Sb-C alloy, heated in UHV. The kinetics of segregation has been measured on surfaces which had been previously cleaned by ion sputter-

ing. Surface concentration were determined in dependence on bulk concentrations and temperature by AES. With the increasing temperature, C, Si and Sb segregate consistently with their diffusivities in Fe.

The kinetics of the segregated antimony layer growth on the surface of investigated alloy up to the temperature 850°C has been studied.

Segregation of antimony on the surface of Fe-Si-Sb-C alloy at the temperature of 500°C proceeded with perceivable velocity and increases with increasing temperature. At the temperatures $T > 700^\circ\text{C}$ the evaporation of segregated antimony must be considered. For a defined geometrical sample position at 850°C the thickness of 0,3 nm segregated thin antimony film was determined.



MIL-PP RAZVOJ IN PROIZVODNJA SPECIALNIH ZLITIN
 d.o.o.
 Ljubljana DEVELOPMENT AND PRODUCTION OF SPECIAL ALLOYS

61000 Ljubljana, Slovenija
 p.p. 431 - Lepi pot 11
 Tel. +38 61 151 161, 216 709
 Fax. (061)-213-780

HORIZONTALNO KONTINUIRNO LITJE - HKL
 HORIZONTAL CONTINUOUS CASTING - HCC

HCC PROGRAM "MILIT"
 POSEBNE ZLITINE NA OSNOVI Co ZA LESNO INDUSTRIJO
 SPECIAL Co-BASE ALLOYS FOR WOOD CUTTING

	MILIT 6H	MILIT 12H	MILIT 12WH	MILIT 1H	MILIT FH	MILIT 21H
C	1,2	1,4	1,6	2,5	1,8	0,3
Si	1	1	1,5	1	1	0,5
Mn	0,5	2,5	2,5	0,5	0,5	0,5
Cr	29	30	29	30	25	28
Ni	2	1,5	1,5	-	23	3
W	4,5	8	10	13	12	-
Mo	0,5	-	-	-	-	6
Co	60	54	53	50	35	60
HRC	42	48	54	55	42	30

OBLIKE FORMS DIMENZIJE DIMENSIONS DOLŽINE LENGTHS DORAVNO STANJE DELIVERY CONDITION



2.0 mm ÷ 8.0 mm

L = 8 mm ÷ 16 mm
 350 mm ÷ 4000 mm

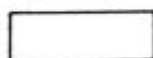
lito ali brušeno
 as cast or grinded



2.0 mm ÷ 6.5 mm

L = 8 mm ÷ 16 mm
 1000 mm

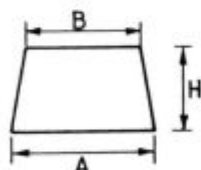
brušeno - grinded



F = 8 mm^e ÷ 50 mm^e

L = 8 mm ÷ 16 mm
 1000 mm

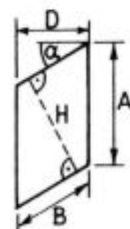
brušeno - grinded



B = 2.7 mm ÷ 6.0 mm
 H = 2.5 mm ÷ 4.0 mm
 A = 3.2 mm ÷ 6.5 mm

L = 1000 mm

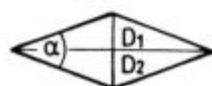
brušeno - grinded



A = 4.0 mm ÷ 7.5 mm
 B = 3.0 mm ÷ 5.0 mm
 D = 2.8 mm ÷ 4.5 mm
 H = 3.5 mm ÷ 6.5 mm
 $\alpha = 30^\circ$

L = 1000 mm

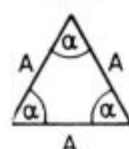
brušeno - grinded



D₁ = 11 mm D₂ = 5 mm
 $\alpha = 50^\circ$

L = 1000 mm

brušeno - grinded



A = 4.0 mm ÷ 6.5 mm
 $\alpha = 60^\circ$

L = 1000 mm

brušeno - grinded

Hladno preoblikovanje superferitnega jekla

Boris Arzenšek, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana
 L. Vehovar, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana
 F. Perko, Železarna Jesenice
 J. Mrak, Železarna Jesenice
 N. Vojnovič, TOVIL Ljubljana
 D. Lazar, Plamen Kropa
 F. Legat, Veriga Lesce

Superferitna nerjavna jekla lahko po ceni, preoblikovalnih sposobnostih in korozijski odpornosti primerjamo z austenitnimi nerjavnimi jekli. V raziskavi smo ugotavljali preoblikovalne sposobnosti superferitnega jekla z vsebnostjo 16,8% Cr in 0,0307% C+N, izdelanega v Železarni Jesenice. Ugotavljali smo jih z mehanskimi preizkusi, preizkusi vlečenja žice in izdelavo vijakov, matic in verige.

1. UVOD

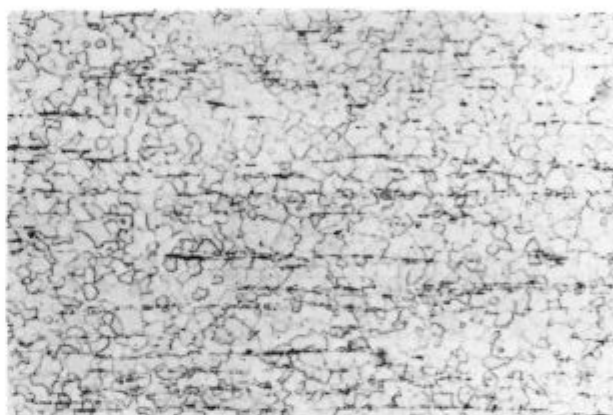
Z uvedbo novih modernih tehnologij izdelave nerjavnih jekel so se tudi v Železarni Jesenice odprle možnosti za izdelavo superferitnih nerjavnih jekel, ki predstavljajo tudi v svetu zahtevnejši jeklarski izdelek. Superferitna jekla ne vsebujejo niklja, zato so precej cenejša od austenitnih, zaradi svojih zelo dobrih preoblikovalnih sposobnosti in korozijske odpornosti pa jih na številnih področjih uporabe tudi uspešno nadomeščajo. Imajo 16 in več odstotkov Cr in nizko vsebnost C+N, ki naj ne bi bila večja od 250 ppm, pri korozijsko bolj obstojnih jeklih pa tudi 2% Mo. Superferitna nerjavna jekla izdeluje le nekaj proizvajalcev v najbolj razvitih državah. Zaradi različnih tehnologij izdelave se razlikujejo predvsem po vsebnosti C+N, zato je bil cilj te raziskave preizkusiti tudi jeklo, izdelano v Železarni Jesenice in ga primerjati z austenitnim nerjavnim jeklom in maloogljčnim jeklom, namenjenim za masivno preoblikovanje.

2. Mehanske in preoblikovalne lastnosti

V raziskavi smo preizkušali superferitno jeklo vrste Acrom 1ex, ki je bilo izdelano, izvaljano in žarjeno v Železarni Jesenice.

Kemična sestava jekla v odstotkih je bila naslednja:

0,021 C, 0,59 Si, 0,56 Mn, 16,90 Cr, 0,0097 N (C+N = 0,0307)



Slika 1

Mikrostruktura žice iz jekla Acrom 1ex pred vlečenjem s premerom 6 mm (pov. 100x)

Figure 1

Microstructure of wire made of Acrom 1ex steel, before drawing, diameter 6 mm (magn. 100x)

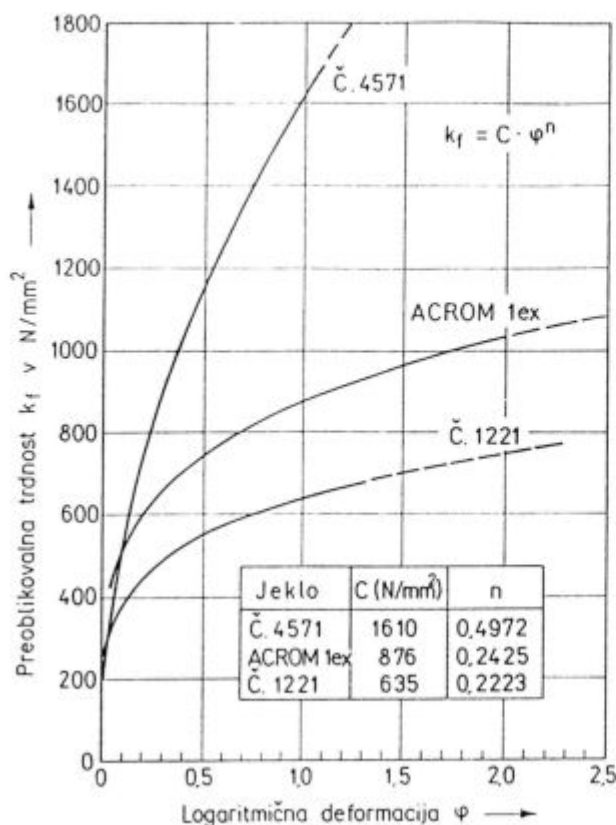
Mikrostruktura jekla je bila sestavljena iz feritnih zrn velikosti 6 do 7 po skali ASTM. Prikazali smo jo na sliki 1. Naredili smo tudi trgalne preizkuse žic. Rezultati so bili naslednji:

Nap. teč.	Trdnost	Raztezek	Kontrak.	Trdota
N/mm ²	N/mm ²	%	%	HV4
315	476	30	84	167

Če primerjamo rezultate mehanskih preizkusov preizkušane superferitnega jekla z austenitnim nerjavnim jeklom vrste 18/8 z nizko vsebnostjo ogljika, namenjenim za masivno preoblikovanje, bi ugotovili, da ima superferitno jeklo približno za 70 N/mm² višjo napetost tečenja in za prav toliko nižjo trdnost ter za 5 do 10% večjo kontrakcijo. Iz omenjenih razlik v kontrakcijah jekel bi lahko zaključili, da ima superferitno jeklo boljše preoblikovalne sposobnosti kot austenitno, iz razlik za napetosti tečenja in trdnosti pa, da se superferitno jeklo med preoblikovanjem manj utr-

* Rokopis prejet: avgust 1991

** Originalno objavljeno: ŽZB 1991/3



Slika 2

Preoblikovalne trdnosti jekla Acrom 1ex v primerjavi z jekloma Č.1221 in Č.4571

Figure 2

Yield strength of Acrom 1ex steel compared to those of Č.1221 and Č.4571 steel

juje. Do enakih sklepov smo prišli tudi po primerjavi rezultatov deformacijskih trdnosti - krivulj tečenja, ki smo jih za omenjena jekla tudi naredili in prikazali na diagramu na sliki 2. Zaradi boljše predstavitve preoblikovalnih sposobnosti superferitnega jekla smo v diagramu prikazali tudi krivuljo tečenja za maloogljčno jeklo vrste Č.1221 (JMP15), ki je tudi namenjeno za masivno preoblikovanje. Iz višin krivulj tečenja vidimo, da so vrednosti preoblikovalnih trdnosti za jeklo Acrom 1ex med vrednostmi za austenitno nerjavno jeklo in maloogljčno jeklo. Vrednosti za jeklo Acrom 1ex so nekoliko višje kot pri jeklu Č.1221, utrjujeta pa se podobno, kar nam dokazuje majhna razlika med vrednostima eksponentov utrjevanja -n. Povsem drugače je pri austenitnem nerjavnem jeklu, ki se še enkrat bolj utrjuje kot superferitno jeklo, njegove preoblikovalne trdnosti pa so mnogo višje.

Glavni namen narejenih mehanskih preizkusov in ugotavljanja preoblikovalnih sposobnosti superferitnega jekla je bil ugotoviti orientacijske preoblikovalne sposobnosti jekla za vlečenje in nadaljnjo izdelavo vijakov, matic in verig.

Tabela 1: Premeri in redukcije vlečenja žice ACROM 1ex

Vlek št.	Premer v mm	Deformacija		
		ϵ_p (%)	ϵ_{sk} (%)	ϕ_{sk}
	6,0			
1	5,30	22,0	22,0	0,25
2	4,68	22,0	39,1	0,50
3	4,12	22,5	52,8	0,75
4	3,65	21,5	63,0	0,99
5	3,21	22,6	71,4	1,25
6	2,85	21,1	77,4	1,49
7	2,51	22,4	82,5	1,74
8	2,20	23,2	86,5	2,01
9	2,01	16,5	88,8	2,19
10	1,78	21,6	91,2	2,43
11	1,65	14,1	92,4	2,58
12	1,50	17,3	93,7	2,77

Tabela 2: Premeri in redukcije vlečenih žic iz jekla ACROM 1ex za izdelavo vijakov, matic in verig

Premer v mm	Deformacija-skupna		Predelovalec
	ϵ_{sk} (%)	ϕ_{sk}	
6,0			
5,80	6,5	0,07	Plamen
4,98	31,1	0,37	Veriga
4,35	47,4	0,64	Tovil
3,98	56,0	0,82	Veriga
3,93	57,1	0,85	Tovil
3,45	66,9	1,11	Tovil

3. Vlečenje jekla

Drugi preizkus ugotavljanja preoblikovalnih sposobnosti superferitnega jekla so bili preizkusi vlečenja, ki smo jih naredili z namenom, da bi ugotovili največje deformacije, ki jih jeklo prenese brez vmesnega žarjenja, in do kako velikih stopenj deformacije ga lahko vlečemo, da bi pri nadaljnji hladni predelavi še preneslo izdelavo vijakov in matic.

Žico premera 6 mm smo pred vlečenjem žarili, jo zlužili in nanjo nanesti nosilec maziva, ki ga uporabljamo pri vlečenju nerjavnih jekel. Kot mazivo smo pri vlečenju uporabljali stearatni prašek, ki ga prav tako uporabljamo pri vlečenju nerjavnih jekel. Vse preizkuse vlečenja smo naredili na enostopenjskem vlečenem stroju na Inštitutu za kovinske materiale in tehnologije pri hitrosti vlečenja približno 0,55 m/s. Delne redukcije pri vlečenju so bile velike približno

Tabela 3: Mehanske lastnosti vlečene žice iz jekla ACROM 1ex

Premer v mm	Nap. teč. R_e v N/mm^2	Trdnost R_m v N/mm^2	Raztezek A v %	Kontrak. Z v %	Trdota HV4
6,0	315	476	30	84	167
5,30	582	631	6	74	220
4,68	678	710	5	71	237
4,12	714	768	4	70	255
3,65	739	797	4	66	263
3,21	780	838	3	66	271
2,85	815	892	3	63	275
2,51	872	921	3	61	284
2,20	916	968	3	60	287
2,01	950	1000	3	60	290
1,78	1004	1049	3	59	290
1,65	1028	1070	3	59	298
1,50	1060	1107	3	58	304



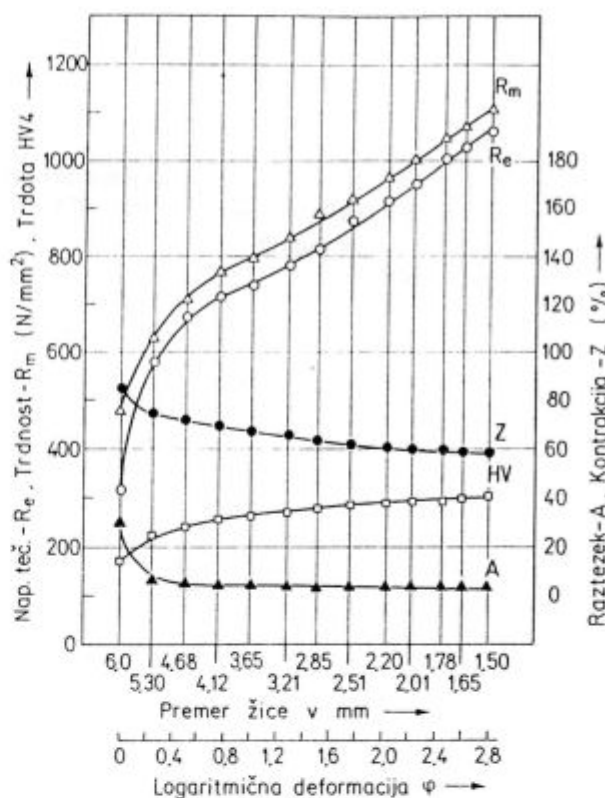
Slika 3

Mikroposnetek žice iz jekla Acrom 1ex po vlečenju do premera 3,21 mm, $\epsilon = 71\%$ (pov. 100x)

Figure 3

Micropicture of wire made of Acrom 1ex steel, after drawing to 3,21 mm diameter, $\epsilon = 71\%$ (magn. 100x)

22%, podobne kot jih lahko uporabljamo tudi pri vlečenju austenitnih nerjavnih jekel, pri tanjših dimenzijah pa, zaradi razpoložljivih vlečnih votlic, tudi nekaj manjše. Žico smo vlekli tudi do tistih zelenih dimenzij, iz katerih so v Tovarni vijakov Tovil Ljubljana, v Plamenu Kropa in Verigi Lesce izdelali vijake, matice in verige. Premere in delne ter skupne deformacije vlečenih žic smo zapisali v tabelah 1 in 2. Deformacij nismo izrazili le s specifičnimi deformacijami temveč, zaradi lažje primerjave deformacij in preoblikovalnih napetosti - trdnosti, prikazanih na sliki 2, tudi z logaritmičnimi deformacijami. V tabeli 1 vidimo, da smo žico uspeli brez vmesnega žarjenja potegniti celo do premera 1,5 mm do skupne specifične deformacije 93%, ne da bi se med vlečenjem trgala. Austenitno



Slika 4

Mehanske lastnosti jekla Acrom 1ex po vlečenju do različnih premerov

Figure 4

Mechanical properties of Acrom 1ex steel, after drawing to various diameters

nerjavno žico običajno vlečemo do skupne deformacije 70%, kar je več kot še enkrat manj kot prenese superferitna žica, zato lahko zaključimo, da ima preizkušano

superferitno jeklo odlične vlečne sposobnosti. Zaradi boljše predstavitve superferitnega jekla smo na sliki 3 prikazali tudi mikrostrukturo vlečene žice premera 3,21 mm.

Vse vlečene žice smo preizkusili s trgalnimi preizkusi in jim izmerili mikrotrdote. Rezultate smo zapisali v tabelah 3 in 4, v obliki diagrama pa prikazali na sliki 4. Trdote jekla smo, zaradi majhnih premerov vlečene žice in meritev trdot profilov izdelanih vijakov ter matic, merili po Vickersu pri obremenitvi 4 kp. Iz primerjave rezultatov trgalnih preizkusov vidimo, da se z deformacijo raztezek superferitnega jekla hitro manjša, saj že po prvem vleku pade na 6%. Če bi iz raztezkov sklepali na preoblikovalne sposobnosti jekel, bi lahko zaključili, da ima superferitno jeklo slabe preoblikovalne sposobnosti. Do podobnih zaključkov bi lahko prišli tudi na osnovi rezultatov trdnosti, ki so že pri drugem vleku na tisti splošno veljavni zgornji meji 650 N/mm^2 , na osnovi katere lahko po industrijskih izkušnjah še sklepamo na dobro preoblikovalnost jekla pri masivnem preoblikovanju. Ker vemo, da lahko iz velikosti raztezka naredimo le relativno oceno o preoblikovalni sposobnosti jekla, ker je ta zelo odvisen od velikosti merilne dolžine, smo o preoblikovalnih sposobnostih vlečene žice sklepali iz izmerjenih kontrakcij, iz katerih lahko realno ocenjujemo preoblikovalne sposobnosti jekla.

4. Masivno preoblikovanje jekla

Omenili smo že, da smo vijake, matic in verige izdelali iz žic v vlečenem stanju, katerih premere in mehanske lastnosti smo zapisali v tabeli 2. Vijake smo izdelali predvsem v Tovarni vijakov Tovil, matic v Plamenu Kropa, verige pa v Verigi Lesce. Da bi ugotovili preoblikovalne sposobnosti jekla pri masivnem preoblikovanju, ki se s stališča delovanja preoblikovalnih sil pa tudi mazanja zahtevnejši preoblikovalni postopek od vlečenja, smo izdelali le najzahtevnejše vijake. To so bili vijaki s širokimi in sploščenimi glavami in kniping utori in smo jih poleg matic in verige prikazali na sliki 5.



Slika 5

Vijaki, matic in verige, izdelani iz jekla Acrom 1ex

Figure 5

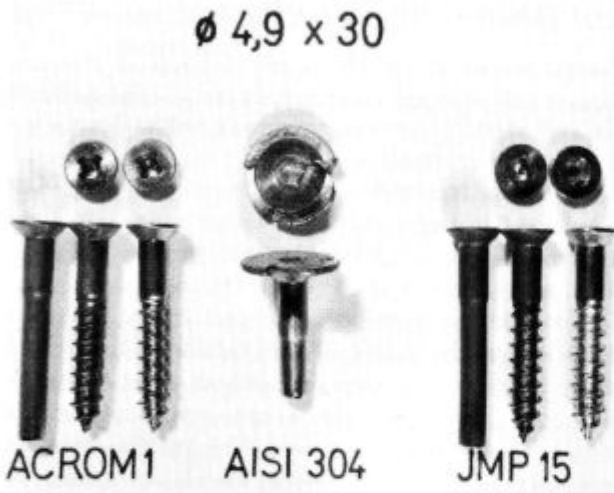
Screws, nuts, and chain, made of Acrom 1ex steel

4.1 Izdelava vijakov

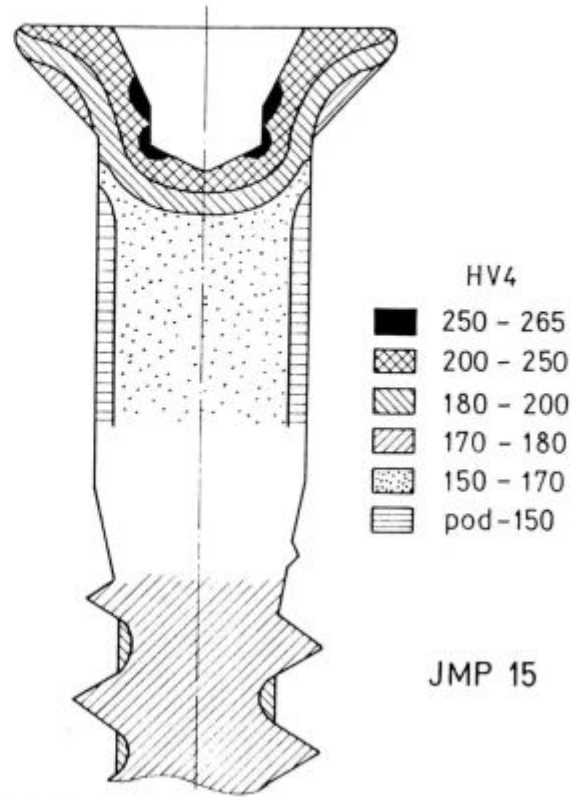
Preoblikovalne sposobnosti jekla Acrom 1ex smo v primerjavi z drugimi jekli zelo ilustrativno prikazali na sliki 6, kjer so prikazani vijaki z oznako O4,9 x 30. Izdelali smo jih iz žice premera 4,35 mm, iz treh vrst jekel, poleg preizkušane jekla Acrom 1ex (na sliki je označen z Acrom 1) še iz austenitnega nerjavnega jekla vrste AISI 304 in jekla JMP 15. Žica iz jekla Acrom 1ex je bila v vlečenem stanju, s stopnjo deformacije 47%, žici AISI 304 in JMP 15 pa sta bili le dimenzijsko vlečeni z nekaj odstotno deformacijo. Na sliki 6 je prikazana oblika vijaka pred valjanjem navoja, po valjanju navoja in po finalizaciji pri jeklih Acrom 1ex in JMP 15, pri jeklu AISI 304 pa je prikazano jeklo le po preizkusu izdelave vijaka. Pri jeklu AISI 304 je dvakrat pri poizkusu izdelave stebila vijaka in vtisko-

Tabela 4: Mehanske lastnosti vlečene žice iz jekla ACROM 1ex za izdelavo vijakov, matic in verig

Premer v mm	Nap. teč. R_e v N/mm^2	Trdnost R_m v N/mm^2	Raztezek A v %	Kontrak. Z v %	Trdota HV4
5,80	432	523	10	80	184
4,98	640	678	5	71	233
4,35	693	734	5	67	245
3,98	737	781	4	69	256
3,93	764	793	4	68	260
3,45	768	832	4	64	265

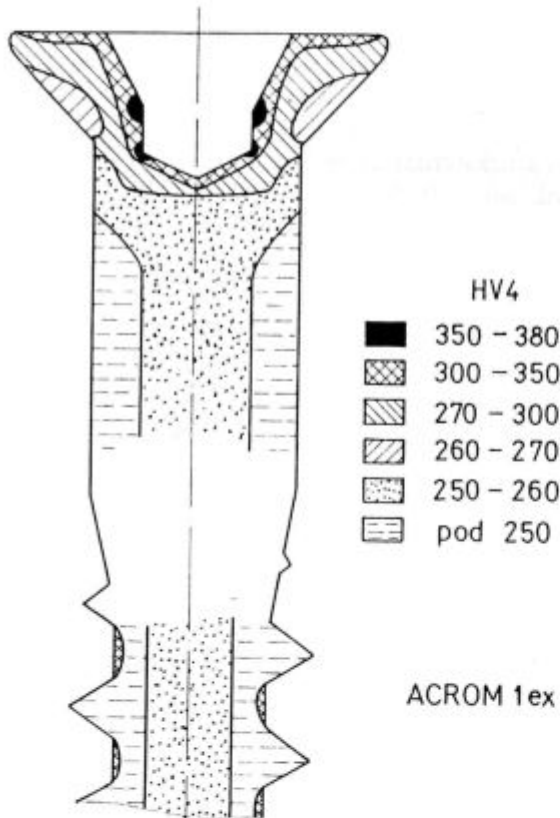


Slika 6
Vijaki, izdelani iz različnih vrst jekel
Figure 6
Screws made of various steel types



Slika 8
Mikrotrdote vijaka, izdelanega iz jekla JMP 15

Figure 8
Microhardness values of the screw made of JMP 15 steel



Slika 7
Mikrotrdote vijaka, izdelanega iz jekla Acrom 1ex

Figure 7
Microhardness values of the screw made of Acrom 1ex steel

vanju križne glave žal prišlo do loma glav orodja, kar nam več kot zgovorno dokazuje preslabe preoblikovalne sposobnosti jekla AISI 304 za izdelavo omenjenih vijakov.

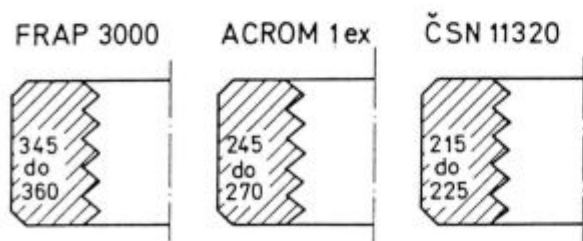
Omenjeni vijaki so deformacijsko zelo zahtevni izdelki, zato smo prav pri njih želeli ugotoviti razporeditev deformacij oziroma tečenje jekla. Ugotavljali smo jih z meritvami mikrotrdot na vzdolžnih presekih vijakov. Tako izmerjene mikrotrdote smo za vijake iz jekel Acrom 1ex in JMP 15 grafično prikazali na slikah 7 in 8. Iz primerjav trdot vidimo, da je tečenje jekla pri obeh jeklih približno enako in da so mikrotrdote vijaka, izdelanega iz jekla Acrom 1ex, približno za 100 HV višje kot pri jeklu JMP 15. Če primerjamo deformaciji žic obeh jekel pred izdelavo vijakov in pri jeklu Acrom 1ex od izmerjenih trdot vijaka odštejemo razliko trdot, ki smo jo dobili pri vlečenju žice, približno 60 HV, ugotovimo, da imata jekli podobne preoblikovalne sposobnosti, le s to razliko, da je jeklo Acrom 1ex nekoliko trše. Razporeditve trdot po preseku vijaka, s tem pa tudi deformacije jekla, so največje v glavi vijaka oziroma v korenu utora. Glede na narejene preizkuse izdelave vijakov iz različnih vrst jekel lahko sklepamo, da je jeklo Acrom 1ex zaradi svojih zelo dobrih preoblikovalnih sposobnosti zelo primerno za izdelavo deformacijsko zahtevanih vijakov, predvsem takih, ki jih iz austenitnih nerjavnih jekel ne moremo izdelati.

4.2 Izdelava matic

Deformacijsko zelo zahteven izdelek so tudi maticice, ki jih iz nepravilno pripravljenega jekla mnogokrat ne moremo izdelati. Da bi ugotovili primerjavo med superferitnim jeklom in drugimi jekli tudi pri izdelavi matic, smo jih izdelali iz jekla Acrom 1ex, iz austenitnega nerjavnega jekla vrste Frap 3000 in ogljičnega jekla ČSN 11320, iz katerih so v času preizkušanja superferitnega jekla v Plamenu Kropa v redni proizvodnji izdelovali maticice. Jeklo Frap 3000 je bilo izdelano v Italiji, vsebovalo pa je 0,022% C, 17,4% Cr, 9,4% Ni, 0,31% Mo in 3,11% Cu. To jeklo je namenjeno za masivno preoblikovanje. Jeklo ČSN 11320 je bilo češke izdelave, po kemični sestavi pa je podobno jeklu JMP 10. Mehanske lastnosti obeh jekel, ugotovljene v Plamenu Kropa, smo zapisali v tabeli 5. Pri obeh omenjenih jeklih smo maticice izdelovali iz premerov žic 7,8 mm, pri jeklu Acrom 1ex pa iz premera 5,8 mm. Tudi pri maticah smo merili mikrotrdote jekel. Merili smo jih na enak način kot pri vijakih, shematsko pa smo jih prikazali na sliki 9. Iz primerjav mehanskih lastnosti žic in izmerjenih mikrotrdot matic smo ugotovili, da imata jekli Acrom 1ex in jeklo ČSN 11320 podobne preoblikovalne sposobnosti. Drugače je pri jeklu Frap 3000, pri katerem ima podobne mehanske lastnosti le žica, trdote matic pa so kar za 100 HV višje kot pri maticah iz jekla Acrom 1ex. Vzrok je, kot smo že omenili, v mnogo večjem utrjevanju austenitnega jekla. Omeniti moramo tudi, da pomenijo višje trdote in večje utrjevanje jekla med preoblikovanjem tudi večjo obrabo preoblikovalnega orodja, ki je zato pri jeklu Acrom 1ex precej manjša kot pri jeklu Frap 3000, kar je tudi ena od zelo velikih prednosti superferitnega jekla pred austenitnim nerjavim jeklom.

Tabela 5: Mehanske lastnosti žic pred izdelavo matic

Vrsta jekla	Trdnost j. N/mm ²	Raztezek %	Kontrak. %
Frap 3000	548	37,7	79,3
ČSN 11320	536	17,4	61,7



Slika 9

Mikrotrdote matic (HV4), izdelanih iz različnih vrst jekel

Figure 9

Microhardness values of nuts (HV4) made of various steel types

4.3 Izdelava verig

Verigo, prikazano na sliki 5, smo izdelali na industrijskem stroju v Verigi Lesce iz premera vlečene žice 4,98 mm. S stališča preoblikovalnosti predstavlja veriga manj zahteven izdelek, zato smo vse preizkuse osredotočili na kvaliteto zvara. Zvare smo pregledali metalografsko in jih tudi mehansko preizkusili s trgalnimi preizkusi. Pri mikrostrukturnem pregledu zvara smo ugotovili, da so bili zvari po celotnem preseku zapolnjeni, brez poroznosti na sredini. V staljenem delu zvara smo opazili le nekoliko večje kristalno zrno. O kvaliteti zvarov pričajo tudi rezultati trgalnih preizkusov: členi verige se niso trgali na zvarjenih mestih, temveč v prehodni coni. Trdnost členov verige je bila v predpisanih vrednostih, zato lahko trdimo, da je jeklo Acrom 1ex uporabno tudi za izdelavo nerjavnih verig.

5. Korozijska odpornost jekla

Ena od zelo pomembnih lastnosti superferitnega jekla je tudi njegova korozijska odpornost, ki smo jo ugotavljali z odpornostjo tega jekla proti nastajanju pitting, interkristalne in napetostne korozije v primerjavi z nekaterimi austenitnimi nerjavimi jekli. Ugotovili smo, da je jeklo Acrom 1ex slabše odporno proti pitting koroziji kot austenitni nerjavni jekli vrst Acroni 11Ti in Acroni 11ex. Odpornost jekla proti pitting koroziji bi se izboljšala pri večji vsebnosti Cr in dodatku Mo v jeklu. Omenjeno superferitno jeklo ima visoko odpornost proti interkristalni koroziji in v primerjavi z austenitnimi celo boljšo odpornost proti napetostni koroziji. Vsi omenjeni rezultati veljajo za ugotavljanje korozijske odpornosti superferitnega jekla v močno agresivnih medijih: v raztopini FeCl₃, NaCl in H₂SO₄. Drugače je s korozijsko odpornostjo jekla v manj agresivnih medijih, kjer ne prevladujejo visoke koncentracije kloridov in pri nizkih pH vrednostih. V takih medijih ima superferitno nerjavno jeklo vrste Acrom 1ex prav tako zadovoljivo korozijsko odpornost kot austenitna nerjavna jekla.

6. ZAKLJUČKI

Glavni namen raziskave je bil ugotoviti preoblikovalne sposobnosti superferitnega nerjavnega jekla vrste Acrom 1ex, ki je vsebovalo približno 17% Cr in 0,030% C+N, izdelanega v Železarni Jesenice. Njegove preoblikovalne sposobnosti smo ugotavljali s krivuljami tečenja, preizkusi vlečenja, različnimi mehanskimi preizkusi in masivnim preoblikovanjem. Ugotavljali smo tudi njegovo korozijsko odpornost. Zaradi boljše predstavitve jekla smo njegove preoblikovalne sposobnosti primerjali z dobro preoblikovalnimi jekli za masivno preoblikovanje, korozijsko odpornost pa

tudi z austenitnimi nerjavnimi jekli. Kratke ugotovitve so naslednje:

- Preizkušano superferitno nerjavno jeklo ima odlične preoblikovalne sposobnosti, zato je zelo primerno za izdelavo deformacijsko zelo zahtevnih izdelkov. Med preoblikovanjem se utrjuje podobno kot maloogljčna jekla, preoblikujemo pa ga pri nekoliko večjih preoblikovalnih napetostih. Austenitno nerjavno jeklo se med preoblikovanjem utrjuje še enkrat bolj, še enkrat večje pa so tudi njegove preoblikovalne napetosti. Austenitno nerjavno jeklo prenese tudi precej manjše deformacije kot superferitno jeklo, zato je superferitno jeklo zelo uporabno predvsem pri izdelavi tistih izdelkov, npr. vijakov, ki jih iz austenitnih jekel zaradi preslabih preoblikovalnih sposobnosti ne moremo izdelati.
- Superferitno nerjavno jeklo ne vsebuje niklja, zato je cenejše od austenitnega nerjavnega jekla, kar je tudi ena od njegovih velikih prednosti pred austenitnim.
- Preizkušano superferitno nerjavno jeklo ima v korozijsko zelo agresivnih medijih v splošnem nekoliko slabšo korozijsko odpornost kot austenitno, v manj agresivnih pa prav tako zadovoljivo. Korozijsko odpornost jekla bi povečali z večjo vsebnostjo kroma in dodatkom molibdena v jeklu, kar pa že pomeni drugo vrsto superferitnega jekla.

LITERATURA

1. Katsuhisa Miyakusu, Yoshihiro Uematsu, Kayuo Hoshino: Effect of Alloying Elements on Strain

Hardening Exponent of Ferritic Stainless Steel, Transactions ISIJ, Vol. 26, 1986, 228-235.

2. P. Richards, R. Sheppard: Constitutive relationship and structural characteristics of two stainless steels deformed in torsion and rolling, Materials Science and Technology, August 1986, Vol. 2, 841-846.
3. P. Čížek, R. Riman, V. Šafek, V. Černý: Vpliv deformace za tepla a žhání na strukturu feritické korozivzdorné oceli 015Cr17Ti, Hutnické listy, 1, 1989, 32-40.
4. J.D. Gates, R.A. Jago: Effect of nitrogen contamination on intergranular corrosion of stabilized ferritic stainless steels, Materials Science and Technology, June 1987, 3, 450-454.
5. S. Akiyama, S. Kiya, K. Goshokubo, K. Yokoyama, K. Hirahara, H. Hoshu: Development of an Improved Corrosion Resistant Ferritic Stainless Steel "NAR-FC-3", Nippon Stainless Report, 12(1986) p.31.
6. B. Arzenšek, F. Perko, J. Mrak, N. Vojnovič, D. Lazar, F. Legat, D. Kmetič, J. Žvokelj: Hladno preoblikovanje superferitnega jekla, Poročilo Metalurškega inštituta, Ljubljana, december 1990.
7. Akiyama, S. Kiya, K. Goshokubo, K. Yokoyama, K. Hirahara, H. Hoshi: Development of an Improved Corrosion Resistant Ferritic Stainless Steel NAR-FC-3, The Charles Hatchett Award Paper, 3, 1989.
8. L. Vehovar, D. Gregorič: Korozijska odpornost nerjavnega superferitnega jekla Acrom 1S, Poročilo MI, 1990.
9. P. Čížek, R. Riman, D. Kmetič, B. Arzenšek: Rekristalizacija feritnih nerjavnih jekel z zelo nizko vsebnostjo ogljika in dušika, ŽEZB24 (1990)3, 137-144.
10. P. Čížek, R. Riman, V. Šafek, V. Černý: Vpliv podmínek deformace za tepla a žhání na strukturní charakteristiky feritické korozivzdorné oceli 015Cr17Mo2Nb, Hutnické listy, 2, 1989, 99-106.

ZUSAMMENFASSUNG

Superferritische nichtrostende Stähle zeichnen sich vor allem durch Hervorragende Verformungseigenschaften, niedrigeren Preis als die austenitischen Stähle und guter Korrosionsbeständigkeit. Die Verformungseigenschaft und die Korrosionsbeständigkeit des superferritischen Stahles ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung von dem Gehalt an Cr, C + N, und Mo der die Korrosionsbeständigkeit ziemlich steigert. Zweck der Untersuchungen war die Verformungseigenschaften und die Korrosionseigenschaften eines superferritischen Stahles mit 17% Cr und 0,0307% C+N, erzeugt im Hüttenwerk Jesenice zu bestimmen. Die Verformungsfähigkeit ist mittels der Fließkurven, durch Ziehversuche durch mechanis-

che Untersuchungen und die Herstellung von Schrauben, Muttern und Ketten bestimmt worden. Dessen Eigenschaften sind mit der Verformungsfähigkeit und der Korrosionsbeständigkeit eines austenitischen nichtrostenden Stahles des Types 18/8 und der Verformungsfähigkeit eines Kohlenstoffarmen Stahles mit dem C gehalt von 0,1 und 0,15% C verglichen worden.

Es ist festgestellt worden, daß der untersuchte superferritische Stahl eine sehr gute Verformungsfähigkeit besitzt. Während der Kaltverformung verfestigt sich ähnlich wie der Kohlenstoffarme Stahl und um die Hälfte weniger als der austenitische nichtrostende Stahl. Die Verformung verläuft bei etwas höheren Verformungsspannungen wie

beim kohlenstoffarmen Stahl und erheblich niedrigeren als beim austenitischen Stahl. Beim Ziehen ist ein Verformungsgrad über 90% ohne Zwischenglühung möglich. Soeben ist die Herstellung anspruchsvoller Schrauben, die aus dem austenitischen Stahl wegen zu schlechter Verformungseigenschaften nicht hergestellt werden konnten, ohneweiters möglich. Der untersuchte superferritische Stahl besitzt hinsichtlich der Korrosion in sehr aggressiven Medien im allgemeinen etwas schlechtere Korrosionsbeständigkeit als der austenitische Stahl, in weniger ag-

gressiven wo hohe Konzentrationen an Chloriden nicht überwiegen und bei niedrigen pH Werten ist die Korrosionsbeständigkeit ausreichend, wie beim austenitischen nichtrostenden Stahl. Der untersuchte superferritische Stahl besitzt viel bessere Verformungseigenschaften als der austenitische nichtrostende Stahl, deswegen ist er für die Herstellung hinsichtlich der Verformung sehr anspruchsvollen und korrosionsbeständigen Erzeugnisse sehr geeignet.

SUMMARY

Superferritic stainless steel is superior mainly due to good workability, lower price compared with austenitic stainless steel, and good corrosion resistance. Workability and corrosion resistance of superferritic steel depend on chemical composition, on contents of Cr, C+N, and alloyed Mo which rather increases the corrosion resistance. The purpose of the investigation was to determine the workability and corrosion properties of superferritic steel with 17% Cr and 0,0307% C+N, made in Jesenice Steelworks. Workability of steel was determined by mechanical tests, strain-stress curves, drawing tests, and by manufacturing screws, nuts and chains. Its properties were compared also with the workability and corrosion resistance of 18/8 austenitic stainless steel, and with the workability of low-carbon steel containing 0,1 and 0,15% C.

It was found that tested superferritic steel had very good workability. During cold working it is hardened like low-carbon steel but the degree of hardening is half of that

observed with austenitic stainless steel. It must be worked at slightly higher working stresses than it is the case with low-carbon steel, but these stresses are pretty lower than those needed for austenitic steel. In drawing it can stand deformation of over 90% without intermediate annealing, and also demanding screws can be made of it while they could not be made of austenitic stainless steel due to its low workability. The tested superferritic steel had in very aggressive corrosion media generally slightly lower corrosion resistance than austenitic steel, in less aggressive media where chlorine ions did not prevail and at low pH values its corrosion resistance was satisfactory just as that of austenitic stainless steel. The tested superferritic steel had much better workability than austenitic stainless steel and thus it is very suitable for manufacturing products where high deformations and good corrosion resistance are demanded.

Mikrostrukturne značilnosti vodno atomiziranega prahu iz Ni-superzlitine

Matjaž Torkar, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana
B. Šuštaršič, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana

Članek obravnava mikrostrukturne značilnosti vodno atomiziranega prahu iz Ni-superzlitine. Opravljena je bila sejalna analiza vodno atomiziranega prahu pri treh različnih tlakih vode in linijska analiza preko dendritnih vej v posameznih granulacijah prahu. Napravljen je bil preizkus kompaktiranja s stiskanjem v hladnem.

1. UVOD

Razvoj klasičnih superzlitin na osnovi niklja se je ustavil, ko je količina faze γ' , ki služi za utrditev zlitine z izločanjem iz trdne raztopine, postala tako velika, da je zlitina po klasičnih postopkih vročega preoblikovanja postala praktično nepredelovalna in jo je bilo mogoče uporabiti le v litem stanju, to pa je bistveno omejilo področje njene uporabe.

Poznavanje procesov izločanja je pripeljalo do spoznanja, da je take zlitine mogoče pridobivati po postopkih metalurgije prahov, s čimer se lahko izognemo procesu vroče predelave zlitine z grobozrnato strjevalno strukturo in izločenimi karbidi po mejah zrn.

S postopkom atomizacije taline dosežemo mikrokristalinično stanje zlitine, ki jo nato s postopkom vročega izostatskega stiskanja (HIP) zgostimo do končne oblike brez vmesne vroče predelave¹⁻⁴.

Lastnosti zlitine lahko še izboljšamo s kontroliranim dodatkom različnih oksidov, ki služijo za disperzijsko utrjevanje zlitine⁵, v mešanico prahu pred kompaktiranjem.

Ti postopki so vezani na poglobljeno teoretično poznavanje procesov in dogajanj in zato zahtevajo dodatne raziskave^{6,7}. Hitro strjevanje omogoča doseganje mikrokristaliničnega ter v ekstremnih primerih celo amorfne stanja.

Odrplo se je področje intermetalnih spojin s posebnimi lastnostmi in številne nove zlitine z do sedaj nepoznanimi kombinacijami sestavnih elementov, kar omogoča mehansko legiranje.

2. Namen raziskave

Vodni atomizer in naprava za hladno (CIP) in vroče (HIP) izostatsko stiskanje, ki sta bila nabavljena v okviru preteklih paketov raziskovalne opreme RSS, sta omogočila, da so se na Metalurškem inštitutu ponovno pričele v preteklosti prekinjene raziskave na področju kovinskih prahov.

Poznano je, da vodna atomizacija ni ugodna za pridobivanje kovinskih prahov iz Ni-zlitin, ker te vsebujejo močno reaktivna elementa, kot sta Al in Ti, kar povzroči kontaminacijo prahu s kisikom.

V raziskavi smo želeli ugotoviti vpliv tehnoloških parametrov pri vodni atomizaciji na mikrostrukturne značilnosti atomiziranega prahu.

Poznavanje teh procesov je nujno potrebno, če želimo obvladati atomizacijo in kompaktiranje vodno atomiziranega prahu.

3. Eksperimentalni del

Izvršene so bile tri atomizacije zlitine Nimonic 80 A. S spreminjanjem tlaka vode za razprševanje smo iskali vpliv spremembe tlaka vode na zrnatost atomiziranega prahu. Napravili smo sejalno analizo vodno atomiziranega prahu. Prah posamezne zrnatosti smo pregledali metalografsko in na rastrskem mikroskopu (REM) ter ugotavljali značilnosti oblike in mikrostrukture vodno atomiziranega prahu iz superzlitine.

Z elektronskim mikroanalizatorjem (MPA) smo napravili linijsko analizo preko dendritov in izmerili spremembe vsebnosti kroma, niklja, titana in aluminija.

Na izostatski stiskalnici (CIP) smo stisnili v hladnem prah zrnatosti pod $63 \mu\text{m}$ s tlakom 700 MPa in določili "zeleno" gostoto stisnjenega prahu.

4. Rezultati

4.1 Atomizacija

Napravljene so bile tri atomizacije zlitine Nimonic 80 A. Zlitina je bila pretaljena na zraku, po pretalitvi sta bila dodana Al in FeTi. Talina s temperaturo 1580°C

* Rokopis prejet: avgust 1991

** Originalno objavljeno: ŽZB 1991/3

je bila prelita v tundish, segret na 1240°C. Proces atomizacije je bil končan v 90 sekundah.

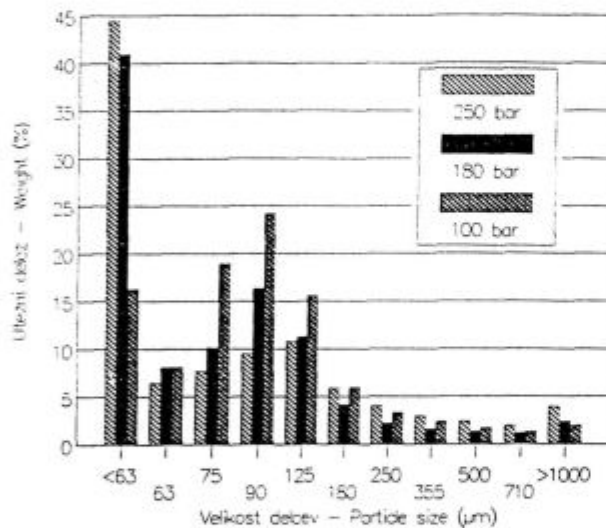
Atomizacijo smo izvedli pri treh tlakih vode: 100, 180 in 250 barov.

4.2 Sejalna analiza

Po atomizaciji je bila iz posode s prahom preko filtra dekantirana voda, prah pa je bil osušen pri 125°C v vakuumu. Osušen prah smo presejali na sejalni napravi z vrsto sit z odprtiniami od 1400 μm do 63 μm .

Sejalna analiza je pokazala, da se povprečna granulacija prahu spreminja v odvisnosti od tlaka vode. Z naraščajočim tlakom vode se povprečna zrnatost zmanjšuje.

Na diagramu na sliki 1 je prikazana sejalna analiza prahu pri treh tlakih vode. Z večanjem tlaka vode se povečuje delež zrn pod 63 μm , zmanjšuje pa se delež frakcij srednje velikosti.



Slika 1

Vpliv tlaka razpršilne vode na sejalno analizo prahu

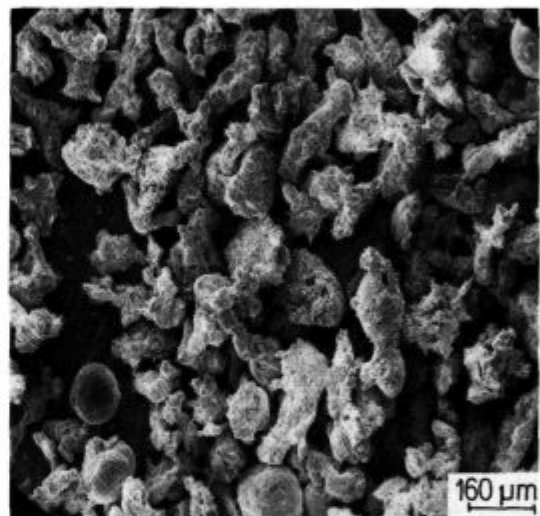
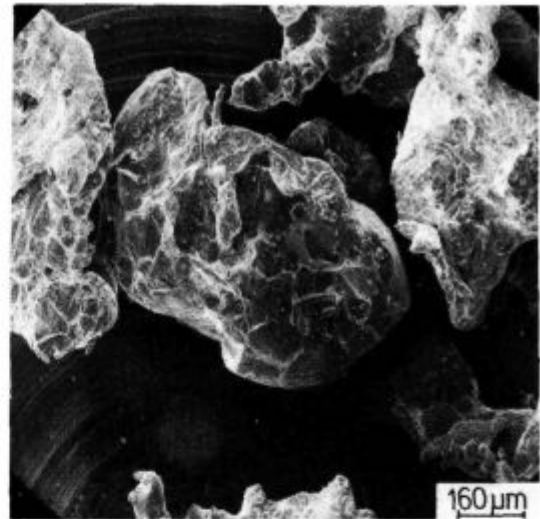
Figure 1

Influence of pressure of atomization water on the sieve analysis of powder

5. Metalografske preiskave

5.1 Rasterska mikroskopija

Na rastrskem mikroskopu smo pregledali morfologijo površine zrn po atomizaciji. Vodno atomiziran prah zlitine Nimonic 80 A je nepravilne oblike, delež zrn okrogle oblike je minimalen in jih je več le med najdrobnejšo frakcijo. Morfologija zrn z zrnatostjo med 355 in 500 μm je prikazana na sliki 2a. Vidi se, da so zrna nepravilne oblike z drobnimi okroglimi delci, prilepljenimi na površini. Poleg tega se pri



Slika 2

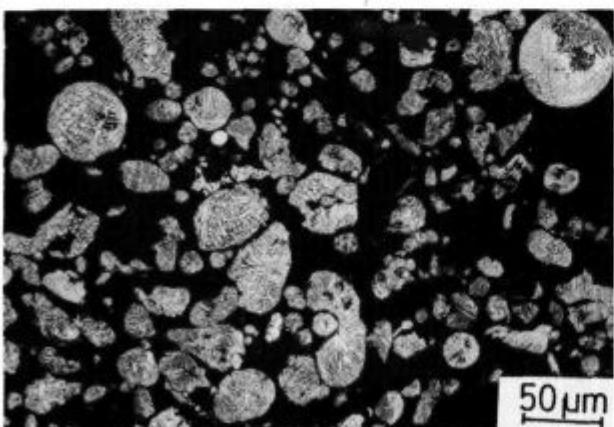
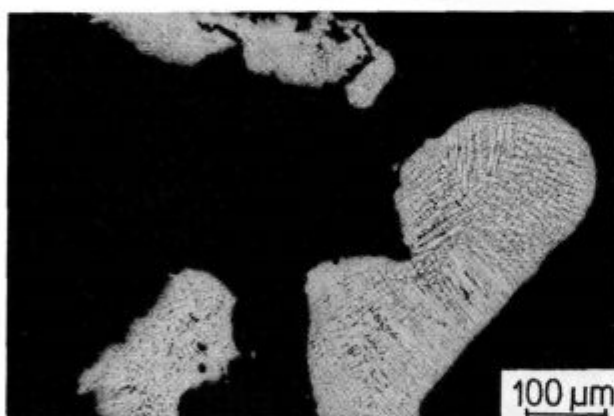
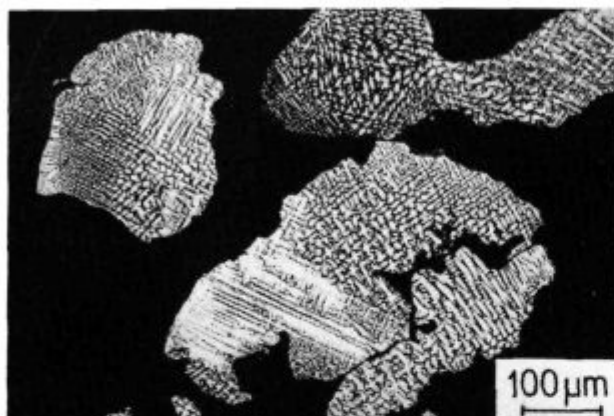
Morfologija prahu z zrnatostjo med 355 in 500 μm (a), med 125 in 180 μm (b) in pod 63 μm (c)

Figure 2

Morphology of powder: 355-500 μm (a), 125-180 μm (b), and minus 63 μm (c)

večji povečavi opazi tudi posamezne dendritne veje, ki segajo do površine.

Naslednja skupina zrn zrnatosti med 125 in 180 μm je prikazana na sliki 2b. Tudi ta zrna so nepravilne, povečini razpotegnjene oblike, kar je posledica razmer pri atomizaciji, ko vodni curek udarja ob talino pod določenim kotom.



Slika 3

Mikrostruktura prahu z zrnatostjo nad 1400 μm (a), med 125 in 180 μm (b) in pod 63 μm (c)

Figure 3

Morphology of powder: plus 1400 μm (a), 125-180 μm (b), and minus 63 μm (c)

Izgled zrn najdrobnejše zrnatosti pod 63 μm je prikazan na sliki 2c. Večina zrn je nepravilne oblike, vmes pa se opazi več okroglih delcev.

Po podatkih iz literature so zrna, ki niso okrogle oblike, bolj primerna za sintranje, ker stisnjen prah v hladnem doseže večjo "zeleno" trdnost, to je trnrost kompaktiranega in nesintranega surovca.

Za teoretično obdelavo procesa sintranja je gotovo enostavnejše, če je prah pravilne okrogle oblike, kot je na primer prah, dobljen s pomočjo plinske atomizacije. Pri okroglih delcih se lažje matematično formulira dogajanje pri stiskanju in sintranju. Na tem področju obstajajo številne teoretične rešitve, ki skušajo čim bolj nazorno ponazoriti proces sintranja in zgoščevanja⁸.

5.2 Metalografski pregled prahu

Slika o prahu ne bi bila popolna, če ne bi pregledali tudi njegovih mikrostrukturnih značilnosti.

Metalografski pregled mikrostrukture prašnih zrn različne zrnatosti je pokazal, da je mikrostruktura pri vseh dendritna. Zrn v amorfem stanju ni bilo opaziti.

Mikrostruktura prahu je prikazana na slikah 3a, b in c. Na vseh treh slikah je lepo vidna dendritna mikrostruktura. Z naraščajočo hitrostjo ohlajanja oziroma z manjšanjem velikosti prašnih zrn se manjšajo tudi dendriti in medendritna razdalja.

V literaturi je zaslediti vrsto empiričnih izrazov za odvisnost oddaljenosti sekundarnih dendritnih vej (DAS) od hitrosti ohlajanja. Le te so pri atomizaciji izredno velike, reda velikosti 10^4 do 10^6 K/s.

Seveda pa je eksperimentalno določanje hitrosti ohlajanja pri tako ekstremnih hitrostih praktično nemogoče izvesti.

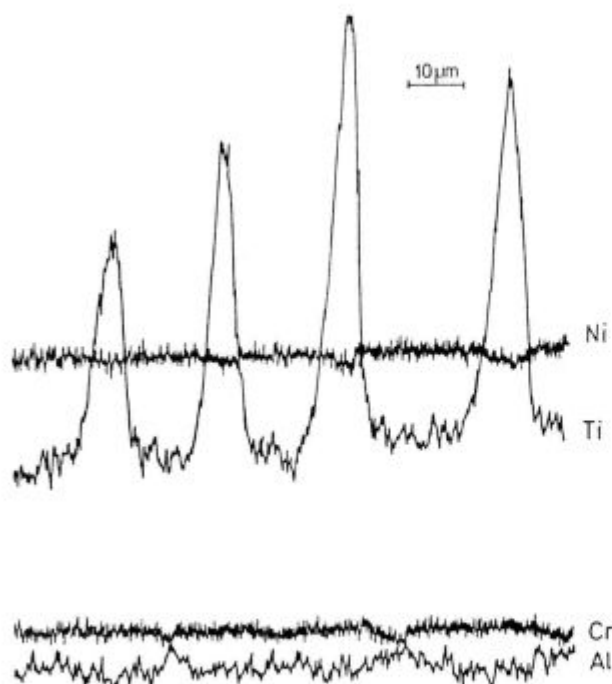
6. Linijska mikroanaliza

Na podlagi metalografskega pregleda mikrostrukture prahov z različno zrnatostjo smo se odločili, da bomo z linijsko analizo na elektronskem mikroanalizatorju (MPA) izmerili spremembe koncentracije Cr, Ni, Ti in Al v dendritih različne velikosti ter določili koeficiente izcejanja.

Meritve so pokazale, da se največje nihanje koncentracije pojavi pri Ti, Si in Mn, pri Al, Cr in Ni pa komaj opazno. Z manjšanjem oddaljenosti sekundarnih dendritnih vej, oziroma z manjšanjem velikosti zrn prahu, se zmanjšujejo tudi spremembe v koncentraciji Ti.

Spreminjanje koncentracije, ki jo pokaže linijska analiza, v strjeni kapljici, v zrnju večjem od 1400 μm , v zrnju velikosti nad 125 μm in v zrnju pod 63 μm , je prikazano na slikah 4, 5, 6 in 7.

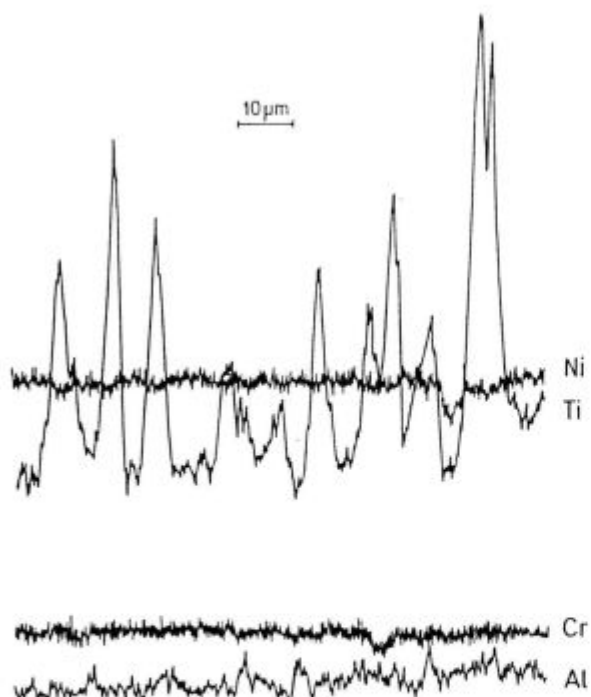
Iz slik je razvidno, da se zmanjšuje razlika v koncentraciji Ti z zmanjševanjem dendritov, obenem pa se zmanjšuje tudi medsebojna oddaljenost izcej.

**Slika 4**

Linijaska analiza preko sekundarnih dendritnih vej v strjeni kapljici

Figure 4

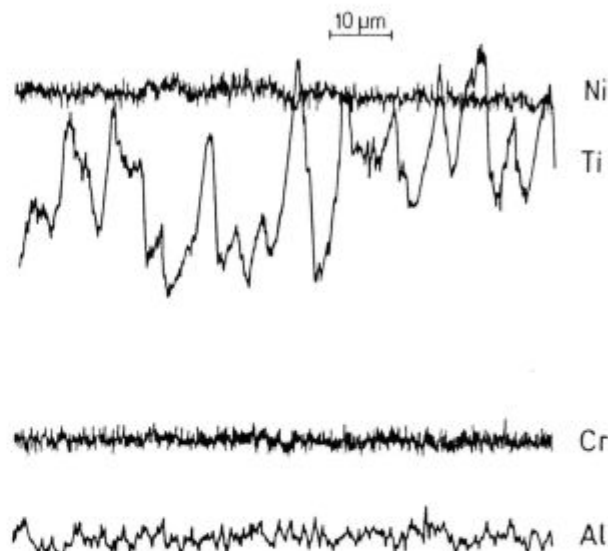
Line analysis across secondary dendrite branches in solidified droplet

**Slika 5**

Linijaska analiza v zrnju večjem od 1400 μm

Figure 5

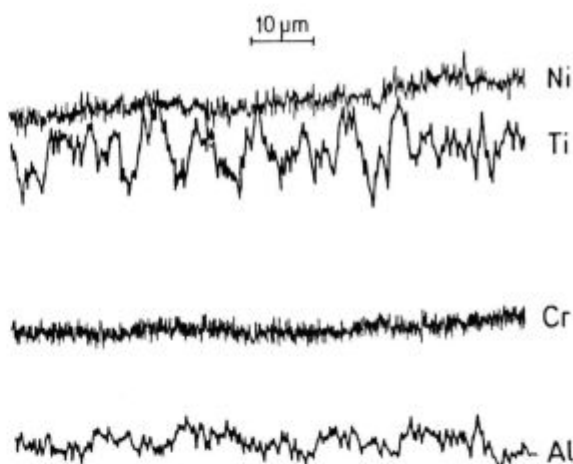
Line analysis in the grain bigger than 1400 μm

**Slika 6**

Linijaska analiza v zrnju velikosti med 125 in 180 μm

Figure 6

Line analysis in the grain of 125-180 μm size

**Slika 7**

Linijaska analiza v zrnju velikosti pod 63 μm

Figure 7

Line analysis in the grain smaller than 63 μm

Tabela 1: Izcejanje Ti v odvisnosti od zrnatosti prahu

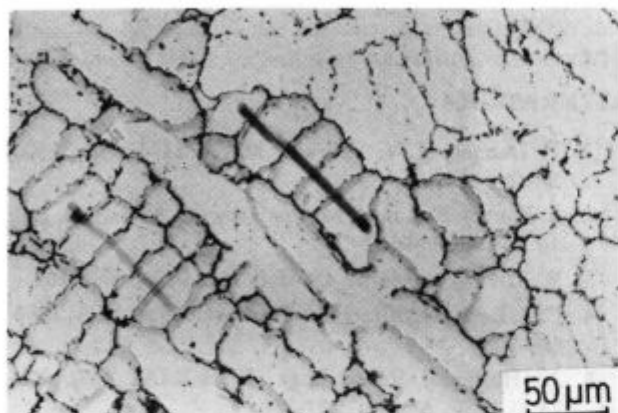
Velikost delcev (μm)	Koeficient izcejanja K_{Ti} $K_{Ti} = C_{max}/C_{min}$
kapljica	3,12
> 1400	2,87
125-180	2,02
< 63	1,31

V tabeli 1 je prikazan koeficient izcejanja, to je razmerje med največjo in najmanjšo koncentracijo Ti.

Koeficient se zmanjšuje z manjšanjem velikosti zrn prahu.

Sled kontaminacije, ki jo je pri linijski analizi preko dendritnih vej v strjeni kapljici napravil elektronski žarek, je prikazana zana na sliki 8.

Razporeditev elementov v dendritu na mestu linijske analize je prikazan na sliki 9. Iz slike je razvidno, da se izcejje opazijo le pri Ti, Mn in Si.

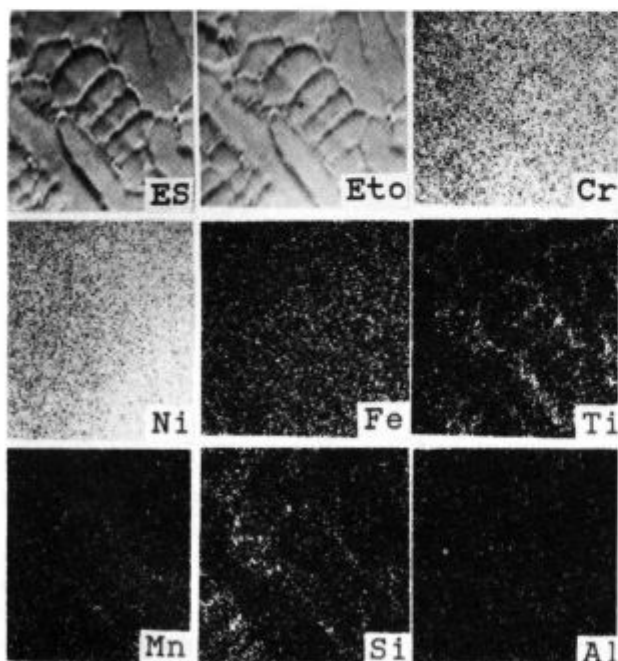


Slika 8

Sled kontaminacije z elektronskim žarkom pri linijski analizi v strjeni kapljici

Figure 8

Trace of contamination by electron beam in line analysis in the solidified droplet



Slika 9

Posnetek specifičnih x-žarkov na mestu linijske analize v strjeni kapljici

Figure 9

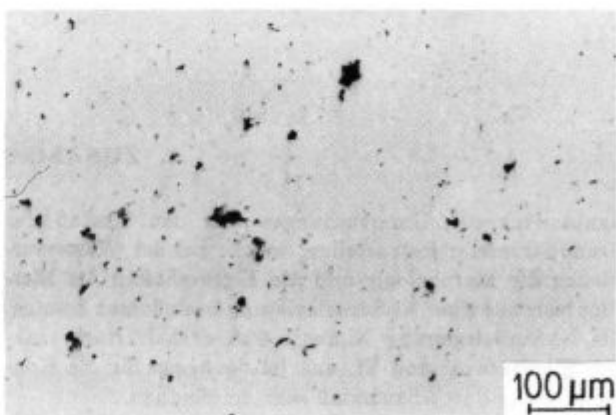
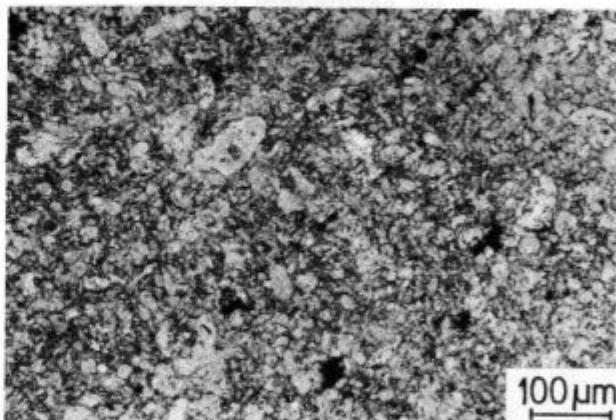
Specific x-ray picture on the line analysis trace in the solidified droplet

7. Preizkus kompaktiranja v hladnem

Pri kompaktiranju je glavna naloga čim bolj odpraviti poroznost in dobiti čim bolj kompakten material, primeren za nadaljno vročo predelavo.

Kompaktiranje v hladnem je lažje pri prahovih, ki imajo delce nepravilnih oblik. Taka oblika je značilna za delce, dobljene z vodno atomizacijo. Nasprotno pa pri plinski atomizaciji prevladuje sferična oblika delcev, ki težje dosežejo opaznejšo "zeleno" trdnost pri kompaktiranju v hladnem. Prah zrnatosti pod $63 \mu\text{m}$ smo kompaktirali v hladnem (CIP) na izostatski stiskalnici pri tlaku 700MPa in dobili gostoto surovcev med $5,87$ in $6,00 \text{g/cm}^3$, kar predstavlja okrog 72% teoretične gostote.

Metalografski izgled v hladnem kompaktiranega materiala je prikazan na sliki 10a, kjer se lepo vidi preostalo poroznost med kompaktiranimi delci (slika 10b). Popolnoma se lahko material zgosti le pri vročem izostatskem kompaktiranju, kar bo predmet prihodnjega raziskovanja.



Slika 10

Mikrostruktura vzorca po hladnem kompaktiranju (a) in preostala poroznost (b)

Figure 10

Microstructure of the sample after cold isostatic pressing (a), and the residual porosity (b)

8. ZAKLJUČKI

Glavni namen raziskave je bil predvsem ugotavljanje osnovnih parametrov, ki pri vodni atomizaciji lahko vplivajo na morfologijo ter lastnosti prahu.

Ker Ni-superzlitina Nimonic 80 A vsebuje močno reaktivna elementa Ti in Al, je nagnjenost zlitine k kontaminaciji s kisikom velika.

Na podlagi opravljene raziskave, ki zaradi odpiranja tega pri nas novega področja (vodna atomizacija) še ne omogoča globljih znanstvenih spoznanj, smo pridobili prve izkušnje, ki bodo dragocene pri nadaljnjem delu in načrtovanju raziskav. Čeprav je vodna atomizacija primerna predvsem za pridobivanje prahov iz brzoreznih in drugih jekel, smo zaradi spoznavanja procesov pri atomizaciji opravili tudi atomizacijo Ni-superzlitine.

Raziskava je pokazala, da je velikost delcev pri vodni atomizaciji precej odvisna od tlaka vode pri razprševanju. Z večanjem tlaka vode se povečuje delež drobnozrnate frakcije pod $63 \mu\text{m}$ v prahu.

Metalografske preiskave so pokazale, da je strjevanje dendritno tudi pri najdrobnejši frakciji. Amorfnih zrn ni bilo opaziti. Linijska analiza na elektronskem mikroanalizatorju je pokazala, da se oddaljenost sekundarnih dendritnih vej zmanjšuje z manjšanjem velikosti zrn. To je dokaz, da se pri zmanjšanju velikosti zrn ohlajevalna hitrost povečuje.

Preizkus kompaktiranja najdrobnejše frakcije v hladnem (CIP) na izostatski stiskalnici je pokazal, da je pri tlaku 700 MPa možno doseči 72% teoretične gostote.

O uporabnosti kompaktiranega materiala iz vodno atomiziranega prahu zaenkrat še ni mogoče govoriti, ker bodo v nadaljevanju raziskave opravljeni preizkusi vročega kompaktiranja (HIP) in nadaljnja vroča predelava tako zgoščenega materiala ter določene njegove lastnosti.

LITERATURA

1. P. Donner, H.W. Vollmer: Metall 44, Heft 1, 1990, 33-40
2. J. Beuers, E. Lange, M. Poniatowski: Metall 43, Heft 10, 1989, 963-967
3. W.R. Streck: Metall 43, Heft 11, 1989, 1099-1105
4. C.G. Levi: Metallurgical Transactions A, 19 A, 1988, 699-708
5. J. Rosler: Proceedings EUROMAT 89, 22.-24.11.1989, Aachen, 327-332
6. T.B. Gibbons: Proceedings EUROMAT 89, 22.-24.11.1989, Aachen, 315-325
7. G.W. Meetham: Proceedings EUROMAT 89, 22.-24.11.1989, Aachen, 305-314
8. S.V. Nair, J.K. Tien: Metallurgical Transactions A, 18 A, 1987, 97-107

ZUSAMMENFASSUNG

Hauptzweck der Untersuchungen war den Einfluß der Grundparameter festzustellen, welche bei der Wasserverdüsung die Morphologie und die Eigenschaften des Metallpulvers aus einer Ni-Superlegierung beeinflussen können. Die Ni-Superlegierung Nimonic 80A enthält stark reaktive Elemente Al und Ti, und ist deswegen für die Kontaminierung durch Sauerstoff sehr empfindlich.

Die Untersuchungen zeigten, daß die Teilchengröße bei der Wasserverdüsung von dem Wasserdruck bei der Verdüsung abhängig ist. Mit dem wachsenden Wasserdruck wächst der Anteil der feinen Fraktion unter $63 \mu\text{m}$. Die Kontaminierung von Metallpulver durch Sauerstoff wächst mit dem Verkleinern des Wasserdruckes für die Verdüsung.

Metallographische Untersuchungen zeigten, daß die Erstarrung auch bei den feinsten Pulverfraktionen dendritisch ist.

Linienanalyse am Elektronen mikroanalysator (MPA) zeigte, daß die Entfernung der Äste der Sekundärendriten beim Verkleinern von Pulverkorn kleiner wird, daß beweist aber, daß beim Verkleinern der Korngröße die Kühlgeschwindigkeit größer wird.

Die Messungen zeigten nur Titan Seigerungen die sich verkleinern mit dem Verkleinern von Pulverkorn.

Der Kompaktierungsversuch der kleinsten Fraktion im kalten Zustand (CIP) auf der isostatischen Presse zeigte, daß beim Druck von 700 MPa möglich ist 72% der theoretischen Dichte zu erreichen.

SUMMARY

The aim of the project was to determine the basic parameters which can influence the morphology and properties of the Ni-superalloy powder in water atomization.

Ni-superalloy Nimonic 80 A contains highly reactive elements Al and Ti and thus it is sensitive for the contamination by oxygen.

The investigation showed that the size of particles in water atomization depends on the pressure of atomization water. The increased water pressure increases the portion of fine powder below 63 μm . Contamination with oxygen

is higher with the reduced pressure of atomization water.

Metallographic tests revealed dendritic solidification even in the finest powder particles.

Line analysis by electron micro probe analyzer showed that spacing of secondary dendrite branches is reduced with the reduced particle size which proves the increased cooling rates in smaller particles.

Compacting test of the finest powder fraction in the cold isostatic press (CIP) showed that 72% of theoretical density can be achieved at the pressure of 700 MPa.

IZDELUJEMO

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

NUDIMO TUDI USLUGE

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

**120 let
TRADICIJE
ZNANJA**

**in
KAKOVOSTI
naših izdelkov**



ŽELEZARNA JESENICE

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

Uporaba odbruskov pri proizvodnji jekla

Gojko Todorović, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana
 J. Apat, Železarna Ravne
 S. Kovačič, Železarna Ravne
 M. Tolar, Železarna Jesenice
 J. Lamut, FNT VTOZD Montanistika, Ljubljana
 V. Rakovec, Železarna Jesenice

Sekundarne železonojne surovine nastajajo pri proizvodnji jekla in vsebujejo poleg železa še vrsto legirnih elementov, če predelujemo legirana jekla. Poudariti moramo da je možno uporabiti tudi legirane odbruske, če jih ločimo na mestu nastanka po kemijski sestavi. Zato bomo v tem članku obdelali uporabo kromovih odbruskov kot vložek pri proizvodnji jekla v elektroobločnih pečeh.

1. UVOD

Sekundarne surovine so pomembne tako iz ekonomskih kot ekoloških razlogov, saj se ekologiji v zadnjem času posveča velika pozornost. Da bi lahko surovine ponovno vrnili v proizvodni proces, jih je potrebno organizirano zbirati in ločiti po kvaliteti in kemijski sestavi. Že na mestu izvora je potrebno v ustrezne zabojnike in košare ločiti posamezne odpadke. Potrebno je izkoristiti vse kovinske komponente, ki so v sekundarnih surovinah, predvsem pa legirne elemente. Zato je zelo pomembno vedeti, kolikšna je vsebnost legirnih elementov. Le tako je mogoče natančno določiti sestavo vložka, da ob raztalitvi ni velike razlike med načrtovanimi in dejanskimi analizami.

Razdelitev odpadkov po skupinah¹ je določena na osnovi vsebnosti legirnih elementov ter združevanja tistih kvalitet, ki omogočajo maksimalno izkoriščanje posameznih elementov pri ponovni predelavi. Izredno pomembno je skladiščenje teh surovin, da ne bi prišlo do mešanja². Nepravilno izračunana sestava vložka vpliva ne samo na stroške proizvodnje, temveč tudi na zmanjšanje izkoristka, izdelano jeklo pa je slabše kvalitete.

Odbruski nastajajo pri brušenju jekel in so po svoji granulometrijski sestavi zelo različni. Prva frakcija je groba in pada v zaboj iz brusilnega stroja. Ti odbruski so zelo čisti. Druga frakcija odbruskov se izloča v ciklonih odpraševalne naprave in so zelo drobni. Kemijska sestava je odvisna od kvalitete jekla, čeprav vsebujejo določen odstotek korunda in brusnih plošč³.

V glavnem smo uporabljali odbruske OCR12 pri izdelavi jekel skupine OCR12. V opazovanih šaržah je bil izplen celotnega vložka 93,2%. Izplen kroma iz odbruskov je približno 60%. Ti podatki veljajo za vložek, v katerem je bilo do 39% odbruskov glede na celotni vložek. Pri uporabi odbruskov je pomembno, da imamo na razpolago ustrezno število košar, ki morajo biti izdelane tako, da omogočajo čimbolj enostavno zalaganje v peč.

2. Opis poskusov

Poskuse smo delali z grobimi odbruski granulacije nad 0,5 mm (okrog 90%) in nad 2 mm (približno 15%). Nasipna teža je odvisna od kvalitete jekel in granulometrijske sestave odbruskov, tako da je pomemben dejavnik za transport in zakladanje peči.

V čistilnici valjarne so jekla kvalitete OCR12 brušena na enem brusilnem stroju, tako da smo sproti ločevali odbruske posameznih kvalitet jekel in jih deponirali v košare. Ko je bila košara polna, smo jo stehali. Potem smo na vsako košaro napisali datum polnitve, težo in kvaliteto jekla. Poskrbeli smo, da med skladiščenjem košare niso bile izpostavljene dežju. Pomembno je tudi, da se odbruski čim prej uporabijo. Zato je potrebna dobra koordinacija med valjarno in pripravo dela jeklarne.

Odbruske smo transportirali do peči in jih zalagali v prazno peč. Šele potem smo dodali preostali del vložka. Na ta način smo se izognili obešanju odbruskov po stenah peči. Količina žlindre, ki nastane pri dodatku odbruskov v vložek, je približno enaka kot pri vložku brez odbruskov. Pri izdelavi jekel kvalitet PROKRON je izplen vložka boljši, če pričnemo z rezanjem vložka šele po raztalitvi odbruskov.

Poskusi so narejeni v 10 in 25-tonski elektroobločni peči. Naredili smo 29 poskusov z dodatkom odbruskov v EOP, in sicer od 4,3 do 39,4%.

3. Rezultati poskusov

Namen naših raziskav je bil, da naredimo čimveč poskusov, in sicer pri eni kvalitetni grupi jekel, da

* Rokopis prejet: avgust 1991

** Originalno objavljeno: ŽZB 1991/3

Tabela 1: Sestava vložka in dodatek ferozilitin ter izračun izplena kroma in vložka

Štev. šarže	Kvaliteta jekla	Teža vložka v kg	Kvaliteta vložka	Dodatek ferozilitin		Skupna teža v kg		Skupno odlito v kg	Izplen v %	Delež odbruskov v vložku v %
				teža v kg	kvaliteta	vložek	ferozl.			
48159	OCR12VM	8800	OCR12VM	50	FeSi	14100	950	14300	95	4,3
		3000	OCR12	65	FeMo					
		1700	OCR4	120	FeV					
		600	odbr.OCR6	710	FeCrc					
				5	C					
48416	OCR12VM	6600	OCR12VM	20	FeMn	13550	918	14500	100	7,4
		3300	OCR12VM	60	FeSi					
		650	OCR4	25	FeMo					
		1600	izb.st.žel.	123	FeV					
		1000	odbr.OCR12VM	680	FeCrc					
			50 polimox							
	350 FeCrc									
48567	PK2sp	1700	PK11	155	FeMn	15000	1660	15180	91,1	13,3
		4800	PK12sp	265	FeSi					
		500	EC80R04	1200	FeCra					
		2000	odbr.PK2sp	40	Ni					
		1500	FeCrc							
28020	OCR12VM	18000	OCR12sp	70	FeSi	3550	745	35100	96,8	15,5
		5000	OCR12	125	FeW					
		4500	OCR4	550	FeCrc					
		1000	OSIKRO4							
		5500	odbr.OCR12sp							
		1500	FeCrc							
47823	OCR12VM	2900	UTOPMo	10	FeMn	15060	776	14700	92,8	17,9
		6900	OCR4	30	FeSi					
		1200	BLUMCI	21	FeMo					
		1600	FeCrc	600	FeCrc					
		60	Polimox	150	FeCrc					
		2700	odbr.OCR12VM	5	C					
48075	PK4ex	8000	PK2	10	FeMn	15900	715	15480	93,2	21,4
		3500	izb.st.žel.	140	FeSi					
		3400	odbr.OCR12	550	FeCrc					
		1000	FeCrc	15	C					
48076	PK4ex	7000	PK2	15	FeMn	15800	655	14680	89,2	25,3
		3200	izb.st.žel.	140	FeSi					
		4000	odbr.OCR12	500	FeCrc					
		1000	FeCrc							
48163	OCR12VM	8800	OCR12VM	20	FeMn	14500	1150	14700	93,9	27,6
		1650	OCR4	60	FeSi					
		50	Polimox	35	FeMo					
		4000	odbr.OCR12	120	FeV					
				900	FeCrc					
		15	C							
48183	PK2sp	7850	PK2sp	104	FeMn	15000	1029	14880	92,8	30,0
		2000	izb.st.žel.	175	FeSi					
		100	FeNi62	750	FeCrc					
		550	FeCrc							
		4500	odbr.PK2sp							

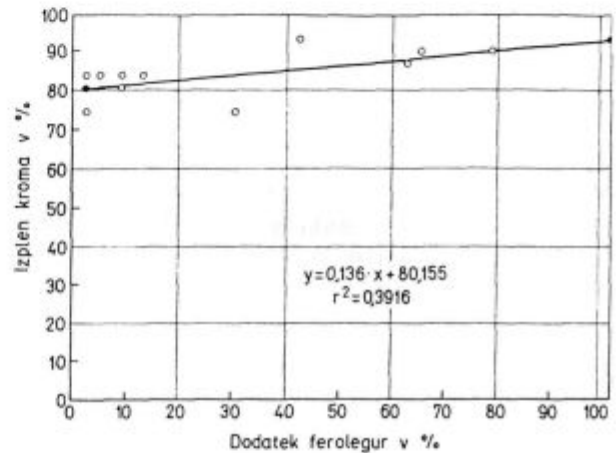
Tabela 1 (nadalj.): Sestava vložka in dodatek ferozlitin ter izračun izplena kroma in vložka

Štev. šarže	Kvaliteta jekla	Teža vložka v kg	Kvaliteta vložka	Dodatek ferozlitin		Skupna teža v kg		Skupno odlito v kg	Izplen v %	Delež odbruskov v vložku v %
				teža v kg	kvaliteta	vložek	ferozl.			
48391	PK5	5000	PK2	10	FeMn	15000	1175	14680	90,8	33,0
		3800	izb.st.žel.	135	FeSi					
		5000	odbr.PK3	1000	FeCrC					
		1000	FeCrC	30	C					
48525	OCR12VM	2200	OCR12VM	10	FeMn	13950	422	13500	93,9	39,4
		5100	OCR12	60	FeSi					
		800	izbr.st.1eL	290	FeCrC					
		5500	odbr.OCR12VM	35	FeMo					
		50	Polimox	27	C					
		300	FeCrC							

bi ugotovili, kakšen je vpliv dodatkov odbruskov na kvaliteto jekla, ki ga izdelujemo (tabela 1). Odločili smo se, da poskuse naredimo s kromovimi odbruski, in sicer pri izdelavi jekel⁴ kromovih kvalitet. Posebno pozornost smo namenili raztapljanju odbruskov in njihovemu izkoristku. Zato smo pri vsaki šarži jemali probe po raztalitvi vložka za kemijsko analizo in ugotavljali, če ustreza ciljani sestavi jekla. Analize so pokazale, da je vsebnost kroma v talini znašala med 9 in 16%, kar pomeni, da so bile v predvidenih mejah. Zelo pomembno je, koliko kroma gre v žlindro. Analizirali smo žlindre po raztalitvi vložka, in sicer pri višjih odstotkih odbruskov, to je med 23 in 33%. Vsebnost Cr₂O₃ v žlindri je bila med 15,5 in 30,8%, kar seveda ni odvisno samo od vsebnosti odbruskov temveč tudi od pogojev taljenja. Pri poskusih smo v glavnem uporabljali lastni jekleni odpadki, in sicer iz kromovih jekel. Pri določenem številu šarž smo dodajali krom z različnimi legirnimi odpadki in FeCr. Za to število šarž smo izračunali, koliko vsaka komponenta iz vložka prinese kroma v talino. Povprečni deleži kroma so naslednji: OCR4-4%, OCR12-57% in FeCr-39%.

V celoti smo analizirali 29 šarž, vendar smo za izračun vpliva odbruskov na izplen kroma uporabili 11 šarž, pri katerih je bil vložek sestavljen iz OCR4 in OCR12 skupine legirnega odpadka ter z dodatkom odbruskov in FeCr. Iz teh komponent vložka smo izračunali delež kroma, ki je znašal pri legirnem odpadku 43%, ferolegurah 27% in odbrusku 30%.

Izplen kroma iz vložka je zelo pomemben dejavnik pri proizvodnji kromovih jekel. V vložek dodajamo poleg ferolegur še legirni odpadki in odbruske iz kromovih jekel. To pomeni, da je celotna vsebnost kroma v jeklu enaka vsoti deležev kroma iz vseh dodatkov. Vendar je za nas zelo pomembno, kolikšen je izplen kroma iz posameznih komponent vložka. Zato smo obdelali s statistično analizo vse poskusne šarže, ki so narejene iz jeklenih odpadkov OCR4 in OCR12, ferolegur in odbruskov ter diagramsko predstavili posamezne komponente vložka.



Slika 1

Izplen kroma v odvisnosti od dodatka ferozlitin in odbruskov

Figure 1

Chromium yield depending on additions of ferroalloys and grindings

Na sliki 1 je prikazana odvisnost izplena kroma od dodatka ferolegur pri uporabi odbruskov. S povečanjem vsebnosti ferolegur v vložku narašča tudi izplen kroma, ker se prvi oksidirajo odbruski in se žlindra delno nasiti s Cr₂O₃, tako da pri taljenju ferolegur prihaja do manjše oksidacije kroma. Odvisnost je prikazana z enačbo

$$y = 0,136 \cdot x + 80,155$$

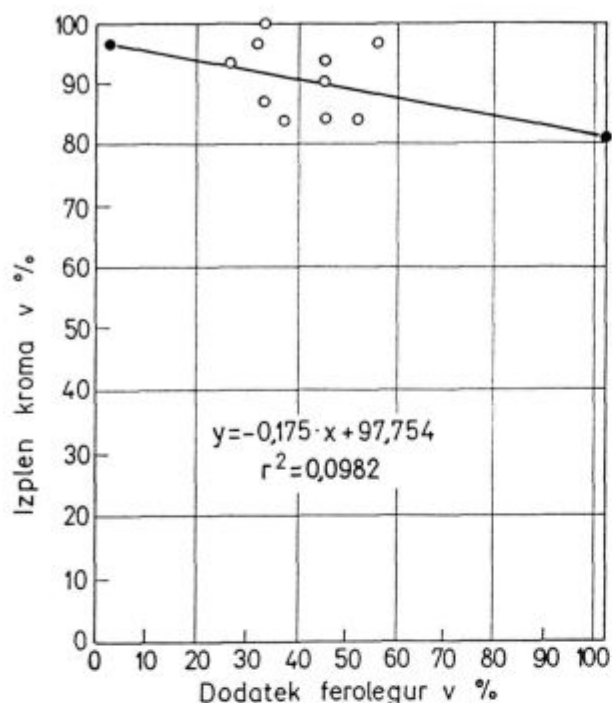
$$r^2 = 0,3916$$

pri čemer pomeni:

y - izplen kroma v %,

x - vsebnost ferolegur v %,

r² - koeficient determinacije.

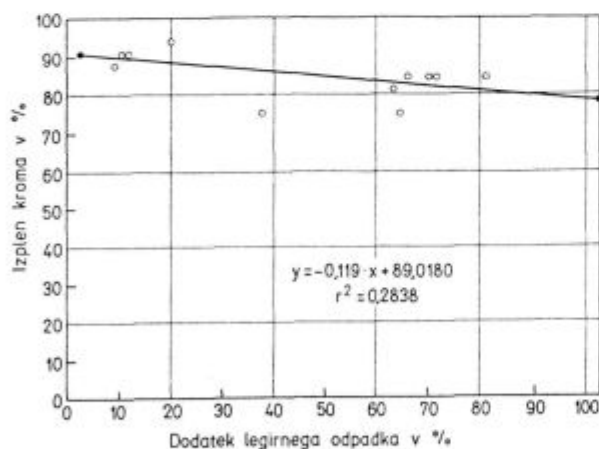


Slika 2

Izplen kroma v odvisnosti od dodatka ferozlita in legirnega odpadka

Figure 2

Chromium yield depending on additions of ferroalloys and alloyed scrap



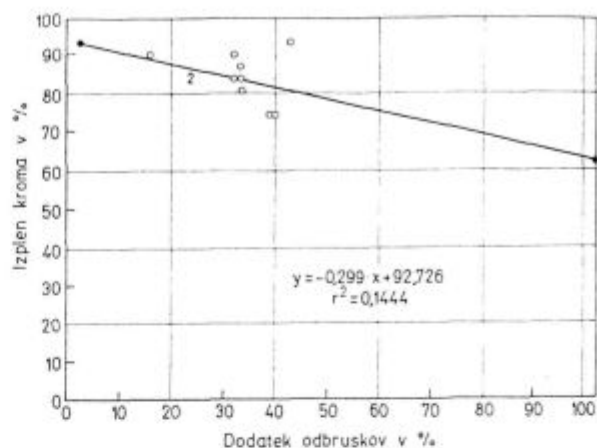
Slika 3

Izplen kroma pri dodatku legirnega odpadka in odbruskov

Figure 3

Chromium yield in adding alloyed scrap and grindings

Isto odvisnost smo prikazali na sliki 2. V opazovanih šaržah odbruskov v vložek nismo dodajali, tako da smo dobili prav nasprotno odvisnost. V teh primerih ni bil predhodno oksidiran krom iz odbruskov in je zato odgor ferozlita večji, kot če v vložku uporabljamo odbruske.

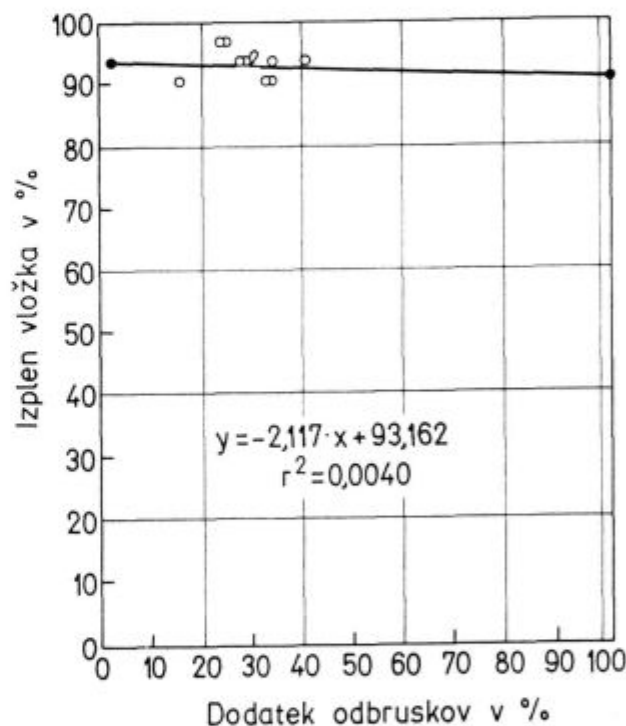


Slika 4

Izplen kroma pri dodatku odbruskov

Figure 4

Chromium yield in adding grindings



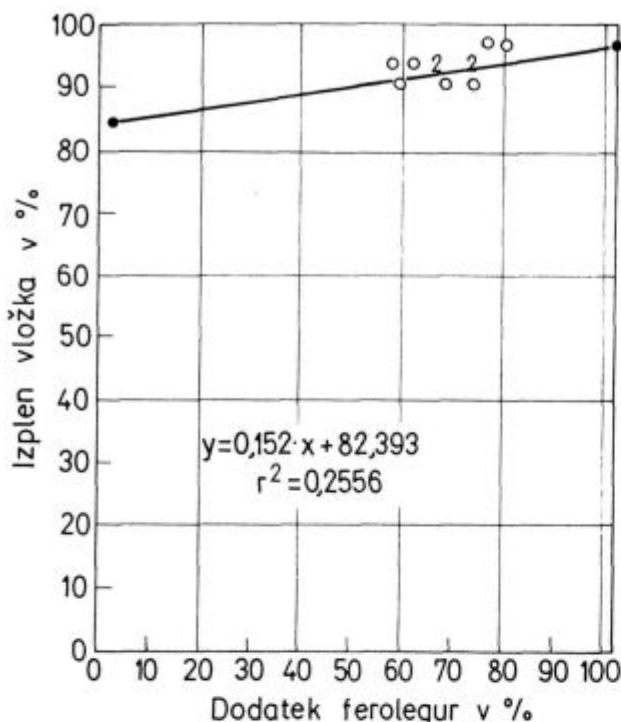
Slika 5

Izplen vložka pri dodatku odbruskov

Figure 5

Burden yield in adding grindings

Na sliki 3 smo prikazali odvisnost izplena kroma od dodatka legirnega odpadka in odbruskov. Pri povečanju vsebnosti ferozlita izplen kroma raste in pada pri povečanju vsebnosti legirnega odpadka. V obeh primerih smo dodajali v vložek odbruske. Ferolegure se prej oksidirajo kot jekleni odpadki zaradi višjega odstotka kroma, če so sočasno dodani v peč. Odbruski pa se hitreje oksidirajo od FeCr zaradi večje površine. Povprečni izplen kroma iz odbruskov znaša



Slika 6

Izplen vložka pri dodatku ferozliti in odbruskov

Figure 6

Burden yield in adding ferroalloys and grindings

približno 60%. Ta odvisnost je predstavljena na sliki 4. S povečanjem vsebnosti odbruskov se zmanjšuje izplen kroma. Zaradi velike reakcijske površine se talijo odbruski hitreje in oksidirajo. Upravičenost dodajanja odbruskov je v tem, ker odgor kroma iz odbruskov preprečuje odgor kroma iz legirnih odpadkov in ferozliti.

Dodatki legirnih odpadkov, ferozliti in kromovih odbruskov prinašajo v talino poleg kroma še določeno količino železa, kar vpliva tudi na izplen vložka (slika 5). Iz slike je razvidno, da se s povečanjem vsebnosti odbruskov zmanjšuje izplen vložka, ker se poleg kroma oksidira tudi železo v fazi taljenja in oksidacije. Vpliv FeCr na izplen vložka je prikazan na sliki 6. Če je vložek sestavljen iz ferokroma in odbruskov, potem se poveča izplen vložka, ker se železo iz odbruskov oksidira in nasiti žlindro s FeO. Na ta način preprečimo oksidacijo železa iz legirnega odpadka.

4. SKLEPI

Pri brušenju slabov in gredic na brusilnih strojih v valjarni nastajata dve vrsti odbruskov, in sicer fini in

grobi. Finih odbruskov je znatno manj in predstavljajo v glavnem jekleni prah granulacije pod 200 μm. Grobi odbruski se že redno uporabljajo kot vložek v elektroobložni peči v štorski jeklarni, in sicer celotna količina, ker ni potrebe po ločevanju po kemijski sestavi. V jeklarnah, kjer izdelujejo visokolegirana jekla, kot je ravenska, je potrebno ločiti kromove odbruske od ostalih, da bi jih lahko uporabili kot vložek v elektroobložni peči.

Vložek je bil sestavljen iz legiranega odpadka, starega železa, ferozliti in kromovih odbruskov. Vsebnost odbruskov je bila zelo različna, in sicer od 4,3 do 39,4%. Dodajali smo jih v prazno peč na dno s košarami, nato še preostali del vložka. Na ta način smo se izognili težavam pri taljenju (obešanje odbruskov ob steno peči).

Uporaba odbruskov je z ekonomskega in ekološkega stališča upravičena, kar potrjujejo tudi rezultati naših raziskav. Izplen kroma iz odbruskov je bil približno 60%. Potrebno je poudariti, da je izplen kroma iz ferozliti pri dodatku odbruskov v vložek večji kot brez odbruskov. Odbruski imajo namreč večjo površino, zato se prej stalijo oziroma oksidirajo in zmanjšujejo odgor kroma iz legirnega odpadka ter ferozliti.

Poskusi z uporabo kromovih odbruskov pri proizvodnji kromovih jekel so pokazali, da je njihova uporaba s tehnološkega stališča popolnoma neoporečna, vendar je izredno pomembna tehnološka disciplina, in sicer pri ločevanju na mestu nastanka, transportu in končno pri uporabi.

LITERATURA

1. S. Kovačič: Grupe za zbiranje in sortiranje legirnih odpadkov in ostružkov, Ravne, 1988.
2. G. Todorović, J. Lamut, L. Šketa, V. Rakovec, G. Manojlović, S. Kovačič, J. Apat, A. Valant: Uporaba lastnih odpadnih surovin za vložek pri izdelavi jekla, Poročila Metalurškega inštituta Ljubljana, 1988.
3. G. Todorović, J. Lamut, M. Tolar, L. Šketa, V. Rakovec, G. Manojlović, S. Kovačič, J. Apat: Železarski zbornik 24, 1990, str. 27.
4. G. Todorović, J. Apat, S. Kovačič: Uporaba odbruskov pri proizvodnji jekla, Poročila Metalurškega inštituta Ljubljana, 1990.

ZUSAMMENFASSUNG

Schleifabfälle sind ein eisenträgendes Sekundärprodukt das beim Schleifen von Halbzeug entsteht und ist nach der Kornzusammensetzung sehr verschieden. Feiner Schleifanteil scheidet sich in Zyklonen der Absauganlagen aus, und ist sehr fein. Wir haben Versuche mit groben Schleifprodukten der Korngröße etwa 90% über 5 mm gefahren. Schleifabfälle aus chromlegiertem Stahl sind im Einsatz eines 10 und 25 t Lichtbogenofens angewendet worden. Daneben noch Chromlegierte Abfälle, Schrott und Ferrolegierungen. Der Anteil der Schleifabfälle war verschieden und zwar von 4,3 bis 39,4%.

Die Verwendung von Schleifabfällen ist aus ökologischem

und ökonomischem Gesichtspunkt berechtigt, was die Ergebnisse der Versuchsschmelzen auch bestätigen. Das Ausbringen von Chrom aus dem Schleifabfall war bei 60%. Es ist zu erwähnen, daß das Ausbringen von Chrom aus den Ferrolegierungen und legierten Abfällen größer ist, wenn dem Einsatz auch Schleifabfälle zugegeben werden. Schleifabfälle haben größere Oberfläche, Sie schmelzen früher bzw. Sie oxydieren und dadurch die Oxydation der Legierungen und legierter Abfälle vermindern. Die Untersuchungen zeigten, daß die Anwendung der Schleifabfälle aus technologischen Gründen nicht begrenzt ist, daß aber die technologische Disziplin sehr wichtig ist.

SUMMARY

Grindings are ferruginous scrap which is formed in grinding steel, and their granulometric composition varies a great deal. Swarf is precipitated in dust removing cyclones, and it is very fine. Experiments were made with coarse grindings with 90% particles of over 0,5 mm. Chromium grindings as burden for 10 and 25 ton electric arc steelmaking furnace in Ravne Steel Plant were used. Burden contained also alloyed scrap of chromium steel, iron scrap, and ferroalloys, next to grindings. Content of grindings in the burden varied between 4,3 and 39,4%.

Use of grindings has economic and ecological justifi-

fication which was confirmed also by our experiments. Chromium yield of grindings was approximately 60%. It is necessary to stress that chromium yield from ferroalloys and alloyed scrap is higher if grindings are added to the burden. Grindings have great specific surface, they are faster melted or oxidized, and thus the oxidation of ferroalloys and alloyed scrap is reduced. Investigations showed that their addition does not disturb technological process but it must be stressed that high technological discipline is needed.

Vsebina — Inhalt — Contents

Blaženko Koroušič

VPLIV SESTAVE ŽLINDRE NA DEZOKSIDACIJO, RAZŽVEPLANJE IN TVORBO VKLJUČKOV V SODOBNIH JEKLARSKIH AGREGATIH

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 77-81

Metalurgija – sintetične žindre – dezoksidacija – razžveplanje jekla

Članek obravnava vpliv sestave sintetične žindre na procese dezoksidacije in razžveplanja pri obdelavi jekla v sodobnih postopkih ponovčne metalurgije.

Na osnovi termodinamičnega modela žlinder so izpeljane številne odvisnosti, ki omogočajo vpogled v pomen sestave žlindre na vsebnost aluminija in doseganje minimalnih vsebnosti žvepla (pod 20 ppm).

Avtorski izvleček

Blaženko Koroušič

EINFLUß DER SCHLACKENZUSAMMENSETZUNG AUF DIE DESOXYDATION, DIE ENTSCHEWELUNG UND DIE EINSCHLUßBILDUNG, IN DEN MODERNEN STAHLERZEUGUNGSANLAGEN

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 77-81

Metallurgie – sintetische Schlacken – Desoxydation – Entschwefelung

Im Artikel wird der Einfluß der Zusammensetzung sintetischer Schlacken, auf die Prozesse der Desoxydation und der Entschwefelung, bei der Bearbeitung von Stahl, nach den modernen Verfahren der Phannenmetallurgie, behandelt.

Auf Grund des Thermodynamischen Schlackenmodelles sind Abhängigkeiten ausgeführt, die einen Einblick in die Bedeutung der Schlackenzusammensetzung auf den Aluminiumgehalt, und die Erreichung minimaler Schwefelgehalte, (unter 20 ppm) möglich machen.

Auszug des Autors

Blaženko Koroušič

INFLUENCE OF SLAG COMPOSITION ON DEOXIDATION, DESULPHURISATION AND FORMATION OF INCLUSIONS IN MODERN STEEL SET-UPS

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 77-81

Metallurgy – Synthetic slags – Deoxidation - Desulphurisation of steel

Paper treats the influence of synthetic slag composition on the deoxidation and desulphurisation processes in treating steel by modern methods of ladle metallurgy.

Based on thermodynamic model of slags, numerous correlations were derived, enabling an insight into the significance of slag composition on the aluminium content and achievement of minimal sulphur contents (below 20 ppm).

Author's Abstract

Vsebina — Inhalt — Contents

Monika Jenko, F. Vodopivec, B. Praček

ŠTUDIJ SEGREGACIJ Sb NA POVRŠINI JEKEL ZA NEORIENTIRANO ELEKTROPLOČEVINO Z METODO AES

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 82-86

Silicijeva elektropločevina – površinske segregacije Sb – spektroskopija Augerjevih elektronov – kinetika segregacije Sb na površini Fe-Si-Sb-C zlitine

Študij segregacije antimona na površini neorientirane elektropločevine, ki je bila mikrolegirana z antimonom, z novo raziskovalno metodo, ki omogoča "in situ" AES raziskave v ultravisokem vakuumu v temperaturnem območju od 20°C do 850°C. Zasedovanje kinetike segregacije antimona na površinah vzorcev, ki so bile predhodno očiščene z ionskim jedkanjem. Določitev temperature začetka segregacije antimona in debeline segregirane Sb plasti pri temperaturi 700°C.

Avtorski izvleček

Monika Jenko, F. Vodopivec, B. Praček

STUDIUM DER SEIGERUNGEN VON Sb AUF DER OBERFLÄCHE DER StÄHLE FÜR NICHTORIENTIERTE ELEKTROBLECHE MIT DER AES METHODE

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 82-86

Si legierte Elektrobleche – Oberflächliche Seigerung von Antimon – Spektroskopie der Elektronen von Auger – Seigerungskinetik von Antimon auf der Oberfläche der Fe-Si-Sb-C Legierung

Studium der Seigerungen von Antimon auf der Oberfläche der mit Antimon mikrolegiertem Elektroblech, mit einer neuen Forschungsmethode, mit der es möglich ist "in situ" AES Untersuchungen im ultrahohen Vakuum, im Temperaturbereich von 20° bis 850°C durchzuführen. Verfolgung der Seigerungskinetik von Antimon auf der Oberfläche der Proben, die vorher durch Ionenätzung gereinigt worden sind. Bestimmung der Seigerungsanfangstemperatur von Antimon, und der Dicke der Seigerungsschicht von Antimon, bei der Temperatur von 850°C.

Auszug des Autors

Monika Jenko, F. Vodopivec, B. Praček

STUDY OF Sb SEGREGATIONS ON THE SURFACE OF STEEL FOR NOT ORIENTED ELECTRIC SHEET BY THE AES METHOD

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 82-86

Silicon electric sheet – Surface segregations of Sb – Auger spectroscopy – Kinetics of Sb segregation on the surface of Fe-Si-Sb-C alloy

The study of the antimony segregation on the surface of nonoriented electric sheet which was microalloyed with antimony by the new research method enabling in situ AES investigations in ultrahigh vacuum and temperature range 20 to 1000°C. Kinetics of antimony segregations on the surface of samples was investigated. The samples were previously cleaned by sputtering. Determination of the temperature of the beginning of antimony segregation, and of the thickness of segregated antimony layer at 850°C.

Author's Abstract

Vsebina — Inhalt — Contents

Boris Arzenšek, L. Vehovar, F. Perko, J. Mrak, N. Vojnovič, D. Lazar, F. Legat

HLADNO PREOBLIKOVANJE SUPERFERITNEGA JEKLA

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 87-94

Superferitna nerjavna jekla – hladna preoblikovalnost – korozija

Ugotavljali smo preoblikovalne sposobnosti in korozijsko odpornost superferitnega nerjavnega jekla z vsebnostjo 17% Cr in 0,0307% C+N, izdelanega v Železarni Jesenice. Preoblikovalne sposobnosti smo ugotavljali s krivuljami tečenja, preizkusi vlečenja, mehanskimi preizkusi in izdelavo vijakov, matic in verig.

Preizkušano jeklo ima odlične preoblikovalne sposobnosti. Pri vlečenju prenese preko 90% stopnje deformacije in izdelavo vijakov, ki jih iz austenitnega nerjavnega jekla vrste 18/8 ne moremo izdelati. V manj agresivnih medijih ima podobno korozijsko odpornost kot austenitno nerjavno jeklo, v bolj agresivnih medijih pa nekoliko slabšo.

Avtorski izvleček

Boris Arzenšek, L. Vehovar, F. Perko, J. Mrak, N. Vojnovič, D. Lazar, F. Legat

KALTVERFORMUNG VON SUPERFERRITISCHEM STAHL

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 87-94

Superferitische nichtrostende Stähle – Kaltverformung – Korrosion

Die Verformungsfähigkeit und die Korrosionsbeständigkeit eines superferritischen nichtrostenden Stahles mit einem Gehalt von 17% Cr und 0,0307% C+N, erzeugt im Hüttenwerk Jesenice ist bestimmt worden. Die Verformungsfähigkeit ist mittels der Fließkurven, durch Ziehversuche, durch mechanische Untersuchungen und die Herstellung von Schrauben, Muttern und Ketten bestimmt worden.

Der untersuchte Stahl besitzt ausgezeichnete Verformungseigenschaften. Beim Ziehen erträgt der Stahl einen über 90%-igen Verformungsgrad. Die Herstellung von Schrauben, die aus einem austenitischen nichtrostenden Stahl des Types 18/8 nicht hergestellt werden können ist ohneweiters möglich. In weniger aggressiven Medien ist die Korrosionsbeständigkeit ähnlich dem austenitischen nichtrostenden Stahl, in mehr aggressiven Medien ist sie etwas schlechter.

Auszug des Autors

Boris Arzenšek, L. Vehovar, F. Perko, J. Mrak, N. Vojnovič, D. Lazar, F. Legat

COLD WORKABILITY OF SUPERFERRITIC STEEL

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 87-94

Superferritic Stainless Steel – Cold Workability – Corrosion

Workability and corrosion resistance of superferritic stainless steel with 17% Cr and 0,0307% C+N, made in Jesenice Steelworks, were determined. Workability was determined by strain-stress curves, drawing tests, mechanical tests, and by manufacturing screws, nuts, and chains.

Tested steel had excellent workability. In drawing it can stand an over 90% deformation and screws can be made of it while austenitic 18/8 steel cannot be applied for screwmaking. In less aggressive media it has similar corrosion resistance to that of austenitic stainless steel while its resistance in more aggressive media is slightly lower.

Author's Abstract

Vsebina – Inhalt – Contents

Matjaž Torkar, B. Šuštaršič

MIKROSTRUKTURNE ZNAČILNOSTI VODNO ATOMIZIRANEGA PRAHU IZ Ni-SUPERZLITINE

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 95-101

Metalurgija – metalurgija prahov – vodna atomizacija – Ni-superzlitina – mikrostruktura – izceje – hladno kompaktiranje

Članek obravnava mikrostrukturne značilnosti vodno atomiziranega prahu iz Ni-superzlitine. Metalografske preiskave so pokazale, da je strjevanje dendritov tudi pri najdrobnejši frakciji prahu. Linijska analiza na elektronskem mikroanalizatorju je pokazala izceje Ti, rahle izceje Si in Mn, izcej Cr in Ni ni opaziti. Kontaminacija prahu s kisikom narašča z manjšanjem tlaka vode pri razprševanju taline. Preizkus kompaktiranja najdrobnejše frakcije z zrni pod 63 μm v hladnem na izostatski stiskalnici je pokazal, da je pri tlaku 700 MPa možno doseči 72% teoretične gostote.

Avtorski izvleček

Matjaž Torkar, B. Šuštaršič

EIGENSCHAFTEN DES MIKROGEFÜGES DES WASSERVERDÜSTEN PULVERS AUS EINER Ni-SUPERLEGIERUNG

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 95-101

Metallurgie – Pulvermetallurgie – Wasserverdüstung – Ni-Superlegierung – Mikrogefüge – Seigerungen – Kaltpressdichten

Im Artikel werden die Eigenschaften des Mikrogefüges des wasserverdüsteten Metallpulvers einer Ni-Superlegierung behandelt. Metallographische Untersuchungen zeigten, daß die Erstarrung auch bei den feinsten Pulverfraktionen dendritisch ist. Linienanalyse am Elektronenmikroanalysator zeigte die Seigerungen von Ti, schwache Seigerungen von Si und Mn, Seigerungen von Cr und Ni konnten nicht beobachtet werden. Die Kontaminierung von Metallpulver durch Sauerstoff wächst mit dem Verkleinern des Wasserdruckes beim Verdüsen der Schmelze. Der Kompaktierungsversuch der feinsten Fraktion mit den Körnern unter 63 μm im Kalten auf der isostatischen Presse zeigte, daß beim Druck von 700 MPa möglich ist 72% der theoretischen Dichte zu erreichen.

Auszug des Autors

Matjaž Torkar, B. Šuštaršič

MICROSTRUCTURAL CHARACTERISTICS OF WATER ATOMIZED POWDER OF Ni-SUPERALLOY

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 95-101

Metallurgy – Powder Metallurgy – Water Atomization – Ni-superalloy – Microstructure – Segregations – Cold Isostatic Pressing

Microstructural characteristics of water atomized powder of Ni-superalloy are presented. Metallographic investigations showed the dendritic solidification even in the finest powder particles. Line analysis by electron microprobe analyzer revealed segregations of Ti, slight segregating of Si and Mn, while segregations of Cr and Ni were not observed. Powder contamination by oxygen increases with the reduced pressure of the atomization water. Cold pressing test of the finest powder fraction of -63 μm on cold isostatic press showed that 72% of theoretical density can be achieved at the pressure of 700 MPa.

Author's Abstract

Vsebina — Inhalt — Contents

Gojko Todorović, J. Apat, S. Kovačič, M. Tolar, J. Lamut, V. Rakovec

UPORABA ODBRUSKOV PRI PROIZVODNJI JEKLA

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 102-107

Metallurgija – sekundarne surovine

Odbruski nastajajo pri brušenju jekel in so po svoji granulometrijski sestavi zelo različni. Fina frakcija odbruskov se izloča v ciklonih odpraševalne naprave in so zelo drobni. Groba frakcija je v glavnem granulacije nad 0,5 mm in smo z njo delali poskuse. Opisana je uporaba kromovih odbruskov kot vložek v elektroobločni peči pri proizvodnji kromovih jekel v ravenski železarni. Vložek je bil sestavljen iz legirnega odpadka, starega železa, ferozlitin in kromovih odbruskov. Vsebnost odbruskov je bila zelo različna in sicer od 4,3 do 39,4%. Poskusi so pokazali, da ni ovir pri njihovi uporabi s tehnološkega stališča.

Avtorski izvleček

Gojko Todorović, J. Apat, S. Kovačič, M. Tolar, J. Lamut, V. Rakovec

ANWENDUNG DER SCHLEIFABFÄLLE BEI DER STAHLERZEUGUNG

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 102-107

Metallurgie – Sekundärrohstoffe

Schleifabfälle entstehen beim Schleifen von Stählen und sind nach der Kornzusammensetzung sehr verschieden. Feiner Schleifanteil scheidet sich in Zyklonen der Absaug Anlagen aus, und ist sehr fein. Wir haben Versuche mit groben Schleifprodukten der Korngröße über 0,5 mm gefahren. Beschrieben ist die Anwendung von Chromlegierten Schleifabfällen als Einsatz im Lichtbogenöfen bei der Erzeugung Chromlegierter Stähle im Stahlwerk Ravne. Der Einsatz war aus legierten Abfällen, Schrott, Ferrolegierungen und Schleifabfällen zusammengesetzt. Der Anteil der Schleifabfälle war sehr verschieden und zwar von 4,3 bis 39,4%. Die Versuche zeigten, daß die Anwendung der Schleifabfälle vom technologischen Standpunkt völlig unbegrenzt ist.

Auszug des Autors

Gojko Todorović, J. Apat, S. Kovačič, M. Tolar, J. Lamut, V. Rakovec

USE OF GRINDINGS IN STEELMAKING

Železarski zbornik 25 (1991) 3 s 102-107

Metallurgy – Scrap

Grindings are formed in grinding steel and their size vary a great deal. Swarf fraction is captured in dust removing cyclones and particle size is very small. Coarse fraction, generally of over 0,5 mm was used for tests. The use of chromium grindings as burden for electric arc furnace in making chromium steel in Ravne Steelworks is described. The burden was composed of alloyed scrap, scrap iron, ferroalloys, and chromium grindings. Content of grindings varied between 4,3 and 39,4%. The experiments showed that their use does not disturb the technological process.

Author's Abstract