



ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA	Stran	Stran
Prešern Alojz — Metalurški inštitut Ljubljana VLOGA RAZISKOVALNE DEJAVNOSTI V RAZVOJNI POLITIKI SLOVENSKE METALURGIJE	53	Glogovac Branislav, T. Kolenko, B. Koroušič, F. Rus — Metalurški inštitut Ljubljana KONTROLA REGULACIJE RAZMERNIKA ZRAKA Z UPORABO KISIKOVE SONDE 75
Todorović Gojko, B. Dobovišek, J. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana L. Šketa, M. Tolar — Železarna Jesenice DIREKтна REDUKCIJA MANGANA IZ ŽELEZOVH RUD	55	Ule Boris, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana A. Rodič — Železarna Ravne POPUSTNA KRHKOST UTOPNEGA JEKLA 79
Prešern Vasilij, T. Debelak — Metalurški inštitut Ljubljana G. Manojlovič, P. Bračun — Železarna Štore TEHNOLOŠKE MOŽNOSTI IZDELAVE KVALITETNIH JEKEL Z UVEDBO POSTOPKA VPIHOVANJA CaSi V SŽ ŽELEZARNI ŠTORE	61	ARZENŠEK Boris, L. Kosec, I. Kos, A. Godec — Metalurški inštitut Ljubljana VLEČENJE ŽICE IZ ORODNEGA JEKLA Č 4650 85
Kveder Aleksander — Metalurški inštitut Ljubljana PRISPEVEK K OSVAJANJU JEKEL Z DUALNO MIKROSTRUKTURO	67	Torkar Matjaž, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana A. Rodič, J. Rodič — Železarna Ravne RAZISKAVA MIKROIZCEJ V JEKLU UTOP Mo2 S STRJEVALNO MIKROSTRUKTURO 89
Smajić Nijaz — Metalurški inštitut Ljubljana RAZISKOVALNO DELO NA PODROČJU OPTIMIRANJA PROIZVODNJE NERJAVNIH, OGNJEOSTOJNIH IN KEMIČNO OBSTOJNIH JEKEL	71	Kmetič Dimitrij, F. Vodopivec, J. Žvokelj — Metalurški inštitut Ljubljana MEDLAMELARNA RAZDALJA V PODEVTEKTOIDNIH JEKLIH 93
		Koroušič Blaženko — Metalurški inštitut Ljubljana J. Šegel — Železarna Ravne VKLJUČITEV PROCESNEGA RAČUNALNIKA V RAZISKOVALNO DELO NA METALURŠKEM INŠTITUTU V LJUBLJANI 99
		ZA BOLJŠI JEZIK 103

LETO 19 ŠT. 3 — 1985

ŽEZB BQ 19 (3) 53—104 (1985)

ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 19

LJUBLJANA

SEPTEMBER 1985

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
Stran.	Seite	Page	Страница
G. Todorovič, B. Dobovišek, J. Lamut, L. Šketa, M. Tolar Direktna redukcija mangana iz železovih rud UDK: 669.046.464 ASM/SLA: D; Mn	G. Todorovič, B. Dobovišek, I. Lamut, L. Šketa, M. Tolar Direkte Reduktion von Mangan aus Eisenerzen UDK: 669.046.464 ASM/SLA: D; Mn	G. Todorovič, B. Dobovišek, J. Lamut, L. Šketa, M. Tolar Direct Reduction of Manganese from Iron Ores UDK: 669.046.464 ASM/SLA: D; Mn	G. Todorovič, B. Dobovišek, J. Lamut, L. Šketa, M. Tolar Прямое восстановление мanganа из железных руд. UDK: 669.046.464 ASM/SLA: D, Mn
V. Prešern, T. Debelak, G. Manojlovič, P. Bračun Tehnološke možnosti izdelave kvalitetnih jekel z uvedbo vpihovanja CaSi v SŽ Železarni Štore UDK: 669.182.71:669.891 ASM/SLA: D8p	V. Prešern, T. Debelak, G. Manojlovič, P. Bračun Tehnologische Möglichkeiten für die Erzeugung der Qualitätsstähle mit der Einführung der Calciumbehandlung von Stahl im Hüttenwerk Štore der Slowenischen Hüttenwerke UDK: 669.182.71:669.891 ASM/SLA: D8p	V. Prešern, T. Debelak, G. Manojlovič, P. Bračun Technological Possibilities of Manufacturing Quality Steel by Introducing the Ca-Si Injection Procedure in Štore Ironworks UDK: 669.182.71:669.891 ASM/SLA: D8p	V. Prešeren, T. Debelak, G. Manojlovič, P. Bračun Технологические возможности изготовления качественных сталей введением способа вдувания CaSi в металлургическом заводе Железарна Шторе. UDK: 669.182.71:669.891 ASM/SLA: D8p
A. Kveder Prispevek k osvajanju jekel z dualno mikrostrukturo UDK: 669.017:620.18 ASM/SLA: M26, 27	A. Kveder Beitrag zur Entwicklung der Stähle mit der Dual — Mikrostruktur UDK: 669.017:620.18 ASM/SLA: M26, 27	A. Kveder Contribution to Mastering Steel with Dual Microstructure UDK: 669.017:620.18 ASM/SLA: M26, 27	A. Kveder Взнос к овладению сталей с дуальной микроструктурой. UDK: 669.017:620.18 ASM/SLA: M26, 27
N. Smajič Raziskovalno delo na področju optimiranja proizvodnje nerjavnih ognjestalnih in kemično obstojnih jekel UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS; R1h, W18S	N. Smajič Forschungsarbeit auf dem Gebiet der Optimierung der Produktion von nichtrostenden, feuerbeständigen und chemisch beständigen Stählen UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, R1h, W18S	N. Smajič Research in the Field of Optimizing the Manufacturing Heat-Resistant and Corrosion-Resistant Steel UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS; R1h, W18S	N. Smajič Исследовательская работа в области оптимизации производства нержавеющей, жаро- и химически стойких сталей. UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, R1h, W18S
B. Glogovac, T. Kolenko, B. Koroušič, F. Rus Kontrola regulacije razmerika zraka z uporabo kisikove sonde UDK: 621.78.019.2 ASM/SLA: W27n	B. Glogovac, T. Kolenko, B. Koroušič, F. Rus Kontrolle der Regelung des Luftverhältnisses mit der Anwendung der Sauerstoffmesssonde UDK: 621.78.019.2 ASM/SLA: W27n	B. Glogovac, T. Kolenko, B. Koroušič, F. Rus Control of Air-Ratio Regulation by Oxygen Probe UDK: 621.78.019.2 ASM/SLA: W27n	B. Glogovac, T. Kolenko, B. Koroušič, F. Rus Проверка регулирования соотношения воздуха при применении кислородного зонда. UDK: 621.78.019.2 ASM/SLA: W27n
B. Ule; F. Vodopivec, A. Rodič Popustna krhkost utopnega jekla UDK: 669.15'26'28'292 -194:621.789 ASM/SLA: TS; Q26s, N8a	B. Ule, F. Vodopivec, A. Rodič Anlasssprüdigkeit eines Matrixstahles UDK: 669.15'26'28'292 -194:621.789 ASM/SLA: TS; Q26s, N8a	B. Ule, F. Vodopivec, A. Rodič Temper Brittleness of Die Steel UDK: 669.15'26'28'292 -194:621.789 ASM/SLA: TS; Q26s, N8a	B. Ule, F. Vodopivec, A. Rodič Отпускная хрупкость штамповочной стали. UDK: 669.15'26'28'292 -194:621.7-89 ASM/SLA: TS, Q26s, N8a

Содержание	Contents	Inhalt	Vsebina
Страница	Page	Seite	Stran
<p>B. Arzenšek, L. Kosec, I. Kos, A. Godec Волочение проволоки из инструментальной стали. 85 UDK: 669.15-194.3:669-124.4 ASM/SLA: TS, F28</p>	<p>B. Arzenšek, L. Kosec, I. Kos, A. Godec Wire Drawing of Č.4650 Tool Steel 85 UDK: 669.15-194.3:669-124.4 ASM/SLA: TS; F28</p>	<p>B. Arzenšek, L. Kosec, I. Kos, A. Godec Ziehen von Draht aus Werkzeugstahl Č.4650 85 UDK: 669.15-194.3:669-124.4 ASM/SLA: TS; F28</p>	<p>B. Arzenšek, L. Kosec, I. Kos, A. Godec Vlečenje žice iz orodnega jekla Č. 4650 85 UDK: 669.15-194.3:669-124.4 ASM/SLA: TS; F28</p>
<p>M. Torkar, F. Vodopivec, J. Žvokelj, A. Rodič, J. Rodič Исследование микроликвации в стали Utop Mo2 с микроструктурой затвердевания. 89 UDK: 669.153.258.8:620.184.2 ASM/SLA: TS, M 9-69</p>	<p>M. Torkar, F. Vodopivec, J. Žvokelj, A. Rodič, J. Rodič Investigation of Microsegregations in UTOP Mo2 Steel with Solidification Microstructure 89 UDK: 669.153.258.8:620.184.2 ASM/SLA: TS; M9-69</p>	<p>M. Torkar, F. Vodopivec, J. Žvokelj, A. Rodič, J. Rodič Untersuchungen der Mikro-seigerungen im Stahl UTOP Mo2 mit der Erstarrungsmikrostruktur 89 UDK: 669.153.258.8:620.184.2 ASM/SLA: TS; M9-69</p>	<p>M. Torkar, F. Vodopivec, J. Žvokelj, A. Rodič, J. Rodič Raziskave mikroizcej v jeklu UTOP Mo2 s strjevalno mikrostrukturo 89 UDK: 669.153.258.8:620.184.2 ASM/SLA: TS; M9-69</p>
<p>D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj Межпластинчатые расстояния дозфектоидных сталей 93 UDK: 669.15-194.52 ASM/SLA: CN-g, M21g</p>	<p>D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj Interlamellar Spacing in Hypoeutectoid Steel 93 UDK: 669.15-194.52 ASM/SLA: CN-g, M21g</p>	<p>D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj Lamellenentfernung in untereutektoiden Stählen 93 UDK: 669.15-194.52 ASM/SLA: CN-g, M21g</p>	<p>D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj Medlamelarna razdalja v podevtoktidnih jeklih 93 UDK: 669.15-194.52 ASM/SLA: CN-g, M21g</p>
<p>B. Koroušič, J. Šegel Включение вычислительной машины для управления в области исследования в металлургическом институте в Любляне. 99 UDK: 519.24:562 ASM/SLA: X14h, 179, A5f, S12</p>	<p>B. Koroušič, J. Šegel Application of the Process Computer in Research Work at the Institute of Metallurgy in Ljubljana 99 UDK: 519.24:562 ASM/SLA: X14h, 179, A5f, S12</p>	<p>B. Koroušič, J. Šegel Die Einführung des Prozessrechners in die Forschungsarbeit im Hütteninstitut in Ljubljana 99 UDK: 519.24:562 ASM/SLA: X14h, 179, A5f, S12</p>	<p>B. Koroušič, J. Šegel Vključitev procesnega računalnika v raziskovalno delo na metalurškem inštitutu v Ljubljani. 99 UDK: 519.24:562 ASM/SLA: X14h, 179, A5f, S12</p>

Vloga raziskovalne dejavnosti v razvojni politiki slovenske metalurgije

Alojz Prešern*



Prehajeno 35-letno pot na razvojno-raziskovalnem področju za metalurško gospodarstvo je spremljalo nekaj specifičnih mejnikov, ki jih je potrebno omeniti:

V prvih letih beležimo skromnejšo raziskovalno dejavnost na področju kemije, toplotne tehnike, visokopečne tehnologije, goriv in železne rude. S postopno razširitvijo na področje ekstraktive železa in jekla in metalografije ter z reševanjem določene problematike s področja barvne metalurgije so bili ustvarjeni pogoji, ki so omogočili v letu 1968 sklenjen dogovor o sodelovanju med tremi slovenskimi železarnami in delovnimi organizacijami barvne metalurgije Slovenije ter Metalurškim inštitutom. Do prvih oblik organizirane povezave med raziskovalci MI, delno metalurškim odsekom pri FNT in uporabniki raziskav je prišlo v letu 1971 z združitvijo treh slovenskih železarn v združeno delovno organizacijo. Takrat smo postavili osnovne oblike povezave, nakazali osnovne usmeritve vsebine razvojno-raziskovalnega dela za potrebe uporabnikov in definirali način stalnega finansiranja raziskav.

Ko smo v letu 1973 pristopili kot delovna organizacija v SOZD Slovenske železarne, smo z obširnimi elaboratom, prezentiranim na jesenskem posvetovanju slovenskih metalurgov oz. strokovnjakov v metalurških DO začrtali širše zasnove v pogledu čim tesnejše in učinkovite povezave med raziskovalci in uporabniki raziskav ter nakazali vsebine čim bolj usmerjenega raziskovalnega dela za področja črne in barvne metalurgije. V naslednjih letih se je postopoma vloga raziskovalcev krepila do stopnje, ki je omogočila, da je bil raziskovalni potencial vključen v razvojne programe metalurških DO, da smo skupno z uporabniki postavljali kratkoročne in srednjeročne razvojno-raziskovalne programe in v zadnjih letih sodelujemo pri izbiri in vrednotenju tehnologij, pri posameznih odločitvah glede kvalitete investiranja, preko več strokovnih teamov in komisij smo navzoči praktično v vseh tehnoloških in kvaliteten dogajanjih v metalurških delovnih organizacijah Slovenije.

Dolgoročno imamo definiran način in cilje sodelovanja v samoupravnih sporazumih s slovenskimi železarnami, z Unial Maribor, z nekaterimi TOZD-i Iskre, z nekaterimi organizacijami posebnega pomena in z Rudisom.

Z namenom, da razpoložljivi raziskovalni potencial inštituta, FNT in raziskovalnih oddelkov pri uporabnikih čim bolj uspešno vključimo v reševanje problematike metalurškega gospodarstva, kar naj bi omogočilo stalno rast družbenega proizvoda in življenjske ravni vseh zaposlenih, smo sprejeli kot sistem naslednja osnovna načela:

- usklajenost pogojev za znanstveno-raziskovalno delo s potrebami metalurškega gospodarstva,
- povezanost osnovnih uporabnih in razvojnih raziskav s srednjeročnimi programi delovnih organizacij,
- sistemsko razvijanje tistih znanstveno-raziskovalnih disciplin, ki so predvsem važne za metalurško dejavnost,
- koncentracija znanstveno-raziskovalnega dela in specializacija ob upoštevanju specifičnosti razvoja metalurškega gospodarstva.

Pri povezovanju inštituta z raziskovalnimi oddelki pri uporabnikih gre predvsem za možnosti in opredelitev perspektiv nadaljnjega napredka ter organiziranosti raziskovalne dejavnosti z angažiranjem vseh strokovnih raziskovalnih in znanstvenih potencialov v posameznih DO, na inštitutih in fakultetah. Raziskovalno delo je usmerjeno k reševanju problematike v proizvodnji in predelavi in k osvajanju novih oblik tehnologije, izdelave posebnih materialov, k prenašanju raziskovalnih dosežkov v prakso, k verifikaciji uporabnosti raznih dosežkov. Imamo močan raziskovalni potencial, ki ga skušamo čim bolj učinkovito angažirati, pri čemer od časa do časa izboljšujemo organizacijske oblike povezave, konkretiziramo nove zadolžitve glede na razvojne potrebe metalurških DO.

Ob številnih ugodnih ocenah moramo omeniti tudi nekaj kritičnih pripomb:

- zapiranje v lastne okvire je kvarno; nujno je posredovanje določene tehnološke ugotovitve drugim z ustrežno participacijo za kritje stroškov raziskav,

* Direktor Metalurškega inštituta, dipl. ing. metal.

— sofinansiranje raziskav še ni rešeno, kar povzroča razkorak v ocenjevanju potreb raziskav za proizvodnjo oz. s potrebami kovinsko predelovalne industrije,

— vrednotenje raziskovalnega dela strokovnjakov v temeljnih organizacijah ni pravilno vrednoteno,

— še vedno je premalo učinkovito povezovanje raziskovalnih kapacitet med DO in raziskovalnimi ustanovami; potrebno bi bilo izoblikovati bolj organiziran sistem povezovanja v pogledu kadrov, delavcev-strokovnjakov, opreme in prenosa dosežkov,

— raziskovalci v inštitutih bi se morali v večjem številu kadrovati iz vrst strokovnjakov v združenem delu,

— vzgajati moramo strokovnjake širokega profila za učinkovito izvajanje sodobne tehnologije in proizvodnih naprav,

— preiti moramo k večji odprtosti v okviru DO za koordinacijo razvoja in raziskav in pritegniti čim več strokovnjakov v raziskovalno-razvojni proces,

— večkrat smo nedosledni pri izbiri vsebine raziskav, večkrat obravnavamo manj važno problematiko in zapostavljamo dolgoročnejšo raziskovalno tematiko, večkrat želimo rezultate v prekratnem času ali celo rezultate nedodelane raziskave,

— potrebno bo pospeševati publiciranje o raziskavah, doseženo znanje prezentirati s številnejšimi predavanji doma in v tujini.

Današnji tehnični in tehnološki razvoj, tako v svetu kot doma, zahteva vedno ožjo specializacijo, večjo delitev dela in koordinacijo proizvodnje, s tem najoptimalnejše izkoriščanje zmogljivosti in večji gospodarski učinek poslovanja. Nujna potreba enotnega nastopa na tržišču za plodnejšo vključitev v mednarodno blagovno menjavo in združitev celotnega intelektualnega potenciala mora biti vodilo pri izbiri področij in programov raziskovalne dejavnosti.

Naša strojna industrija prehaja v proizvodnjo kvalitetnejših izdelkov. To zahteva vse več plemenitih suro-

vin, ki jih še vedno uvažamo. Menimo, da razvoj strojno predelovalnega kompleksa ne bo mogoč, če ne bodo na razpolago ustrezni reprodukcijski materiali v zadovoljivi količini in kvaliteti. Novi metalurški proizvodi bazne in kovinsko predelovalne ter elektro industrije bi morali v glavnem temeljiti na lastnih surovinah in doma razvitih in osvojenih kovinskih gradivih. Enotno načrtovanje in skladni nadaljni razvoj zahteva združevanje intelektualnega potenciala, poenotenje izhodišč razvojne politike in čim večjo usklajenost razvoja proizvodnje osnovnih metalurških izdelkov z njihovo nadaljno predelavo.

V družbenem planu SR Slovenije so vedno bolj poudarjene potrebe in zahteve po uveljavljanju vloge raziskovalne dejavnosti; programe in projekte oz. njih tematiko naj bi v celoti povezovali za potrebe združenega dela, kar jasno izvira iz zakona o raziskovalni dejavnosti. Pri tem moramo poudariti, da je tudi skrb in dolžnost gospodarskih dejavnikov, da imamo programe in projekte, ki naj predstavljajo stalni napredek v tehnološko-ekonomskem pogledu. Ker je RSS zaradi prenizkih sredstev v glavnem le generator za vzgojo delavcev, morajo postati raziskovalni programi in projekti ter njih realizacija sestavni del združenega dela v gospodarstvu, združeno delo pa mora biti vodilni dejavnik za določanje smotrov razvoja raziskovalnega dela in v zagotavljanju potrebne materialne osnove. Ker smo še v fazi nedokončanega procesa industrijskega razvoja, moramo raziskovalno dejavnost usmerjati v realizacijo tehnoloških in ekonomskih ciljev in jo graditi v mehanizem in dinamiko tega razvoja kot njegov integralni del. Iz navedenega sledi, da se mora inštitut razvijati v sodobno organizirano in opremljeno raziskovalno organizacijo. Z usmerjenimi raziskavami se mora kreativno vključiti v raziskave proizvodov, procesov, tehnologije in biti navzoč v teamih, ki so namensko organizirani v metalurgiji in predelovalni industriji.

Direktna redukcija mangana iz železovih rud

UDK: 669.046.464

ASM/SLA: D, Mn

G. Todorović, B. Dobovišek, J. Lamut, L. Šketa, M. Tolar



Podan je pregled redukcije mangana iz ljubijskega limonita, ki smo ga sintrali z dodatki apnenca, dolomita in koks. Izdelani sta dve vrsti sintra, in sicer kisli in bazični, zaradi tega, ker proces redukcije poteka različno v obeh medijih. Redukcijo sintrov smo delali v Tammannovi peči z metalurškim koksom.

Kljub temu da je bilo s tega področja že veliko publikacij, je zelo važno, kako se obnaša ljubijski limonit pri redukciji z metalurškim koksom, ker je to najbolj zastopana rudna surovina v Jugoslaviji.

1. UVOD

Proizvodnja grodlja postaja vse bolj zahtevna glede kvalitete zaradi nadaljnje predelave pri proizvodnji jekel in različnih ulitkov. Predvsem je težko dobiti kvaliteten grodelj, če predelujemo domače železove rude iz Vareša in Ljubije, ki vsebujejo poleg železa še vrsto drugih elementov. Eden izmed karakterističnih elementov je mangan, ki ga vsebujejo od 2 do 4 %. Mangan je v zemeljski skorji zastopan z 0,07 %, oziroma je po zastopnosti elementov na 12. mestu. V naravi se nahaja v obliki manganovih rud, ki se v glavnem uporabljajo za proizvodnjo ferrozlitin. Zaradi velike afinitete mangana do kisika se ta nahaja v večini primerov v obliki čistih oksidov, često pa ga najdemo v obliki silikatov in karbonatov. V železovih rudah se ponavadi pojavlja v obliki največjega oksida piroluzita MnO_2 .

Redukcija manganovih oksidov poteka od MnO_2 do Mn, kot pri redukciji železovih oksidov od Fe_2O_3 do Fe preko vmesnih nižjih oksidacijskih stopenj. Da bi zasledovali, kako poteka redukcija mangana v kislem in bazičnem mediju, smo izdelali kisle in bazične sintre iz ljubijskega limonita in dodatkov. Nato smo jih reducirali pri temperaturi $1550^\circ C$ in različnem času trajanja poskusov. Redukcijo smo opravljali z metalurškim koksom.

2. OPIS POSKUSOV

Sintrji so izdelani iz ljubijskega limonita in dodatkov (dolomit in apnenec) na laboratorijski napravi. Sestava mešanic za izdelavo kislega in bazičnega sintra je prikazana v tabeli 1.

Sintranje je izvršeno na laboratorijski napravi pri enakih poskusnih pogojih. Kemična analiza sintrov je prikazana v tabeli 2.

Tabela 1: Sestava mešanic za izdelavo kislega in bazičnega sintra

Komponente v mešanici	Sestava mešanic v ut. % za izdelavo	
	kislega sintra	bazičnega sintra
Limonit	87,0	80,0
Dolomit	4,3	4,0
Apnenec	8,7	16,0
Koks	10,4	10,4

Tabela 2: Kemična analiza sintrov

Komponente v sintru	Kemična analiza v ut. %	
	kisli sinter	bazični sinter
SiO_2	13,52	12,04
CaO	9,43	13,24
Fe_2O_3	36,93	44,89
FeO	25,56	15,90
$Fe_{kov.}$	3,24	3,06
$Fe_{cel.}$	48,11	46,81
MgO	1,66	1,26
Al_2O_3	3,88	4,49
P_2O_5	0,21	0,27
MnO	2,28	1,68
$Mn_{kov.}$	0,19	0,20
$Mn_{cel.}$	1,97	1,50
S	0,081	0,063
CaO/ SiO_2	0,70	1,10

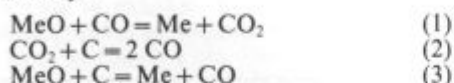
Bazičnost sintrov CaO/ SiO_2 je znašala pri kislem 0,70 in bazičnem 1,10. Vsebnost železa je bila 48,11 % oziroma 46,81, kar ustreza kvaliteti sintra, ki ga proizvajamo iz domačih rud. Temperatura sintranja je znašala približno $1250^\circ C$, pri čemer sta nastala kovinski mangan in železo.

Sintre smo potem reducirali v grafitnem lončku v Tammannovi peči. V grafitni lonček smo dali spodaj koks, v srednjo plast sinter, v zgornjo plast ponovno koks. Razmerje med sintrom in koksom je bilo 3:1, kar ustreza praktičnim razmeram pri proizvodnji grodlja. Granulacija sintra in koks je bila od 0 do 20 mm. Redukcijo smo opravljali pri temperaturi $1550^\circ C$ in različnem času trajanja poskusov, da bi ugotovili, kako se spreminja vsebnost mangana v grodlju in MnO v žlindri. Peč smo segreti do temperature $1550^\circ C$. Temperatura v peči smo merili s termoelementom, ki je bil postavljen na spodnjem delu lončka s preizkušancem. Da bi ugotovili, kako se spreminja temperatura vzorca pri

različnem času redukcije, smo tudi merili temperaturo v grafitnem lončku. Termoelement je bil postavljen v lončku s preizkušancem na meji med sintrom in koksom. Rezultati merjanja kažejo, da je temperatura vzorca znašala različno za različen čas trajanja redukcije: 5'—1115°C, 7'—1130°, 10'—1395°C in 15'—1550°C. To pomeni, da se je temperatura peči in vzorca izenačila po 15 minutah. S takim načinom vodenja poskusov smo ugotovili, da so pri različnem času trajanja poskusov izmerjenje različne temperature redukcije, čeprav se po 15 minutah izenačijo temperature peči in preizkušanca.

3. REDUKCIJA MANGANA

Splošne formule, s pomočjo katerih raziskujemo mehanizem in redukcijo kovinskih oksidov s trdnim ogljikom, so naslednje:

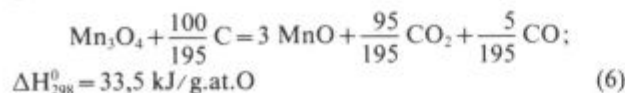
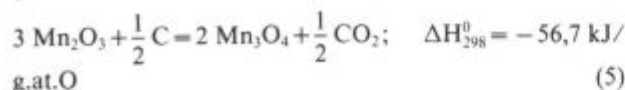
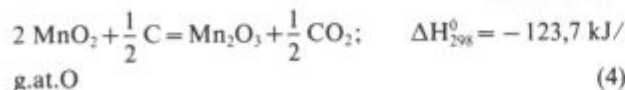


MeO — kovinski oksid

Enačbi 1 in 2 sta dopolnila P. V. Geld in O. A. Esin¹. Ugotovila sta zelo važen učinek plinske faze na potek direktne redukcije, vendar obstaja vrsta drugih dejavnikov, ki se ne morejo pojasniti z navedenimi enačbami. Največ dilem se pojavlja pri direktni redukciji nekaterih manj stabilnih oksidov, zaradi tega, ker proces poteka z večjo hitrostjo pri temperaturah, ki so nižje, kot je temperatura začetka interakcije CO₂ z ogljikom. Če opazujemo skupno reakcijo (3), lahko rečemo, da je hitrost direktne redukcije malo odvisna od kontakta zrn oksida in grafita. Taka mišljenja so bila in niso potrjena pri raziskovanju kinetike posameznih reakcij. Vpliv kontaktnih površin oksidnih in grafitnih faz je v večini primerov zelo močan. Bile so ugotovljene tudi druge karakteristike procesa, katere je zelo težko pojasniti, ker ne moremo izračunati obsega trdnih delcev, ki med seboj reagirajo.

Potrebno je razširiti interpretacijo mehanizma direktne redukcije izven okvirov že sprejetega mehanizma, kar potrjujejo podatki o redukciji manj stabilnih oksidov, kot so npr. višji oksidi mangana. V produktih redukcije se pojavlja poleg CO₂ še kisik. To pomeni, da v prvi ali drugi fazi poteka proces čez termično disociacijo oksida. Domnevamo, da se v širšem obsegu redukcije spreminjajo lastnosti kovinskih oksidov in zaradi tega pride do sprememb mehanizma redukcije, ker se spreminjajo ločeno ena od druge reakcije. Take spremembe je pričakovati pri direktni redukciji oksidov mangana z različno stopnjo oksidacije (od MnO₂ do MnO).

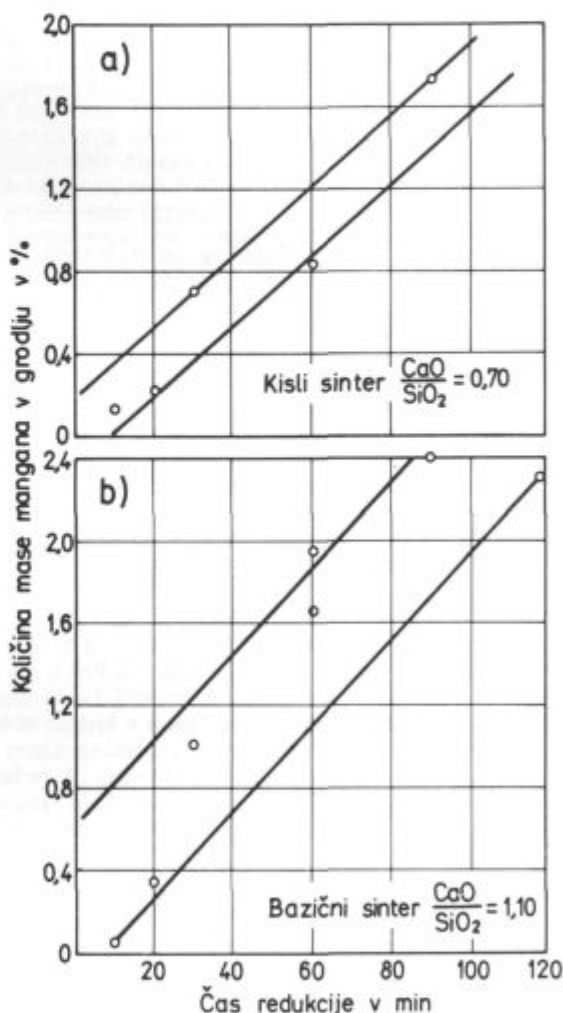
Mehanizem direktne redukcije oksidov mangana je v ozki zvezi s termodinamičnimi karakteristikami reakcij:



Visoka eksotermičnost reakcije (4) kaže, da pri redukciji MnO₂ pri relativno nizkih temperaturah nastaja višek energije v sistemu. Ta prebitok energije ima lahko vlogo aktivatorja, ker aktivira med seboj reagirajoče delce. Po drugi strani zelo močno endotermičnost kaže reakcija (7). Potrebno je neprekinjeno dovajati energijo izven sistema, da bi reaktanti med seboj reagirali.

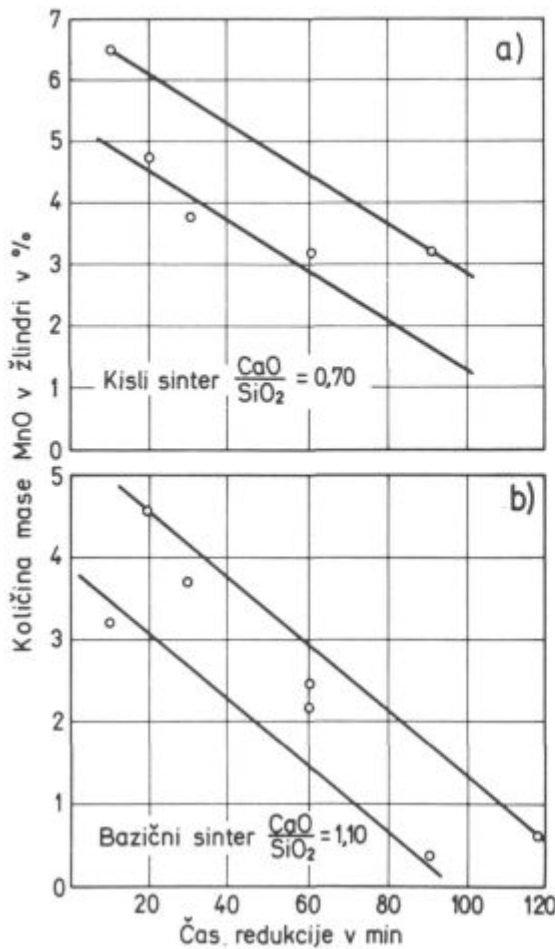
A. K. Ašin in S. T. Rostovcev² sta ugotovila, da višji manganovi oksidi disociirajo v temperaturnem območju med 500 in 1000°C, vendar v tem območju poteka tudi direktna redukcija. MnO se začne reducirati pri približno 1310°C. Pri redukciji imajo glavno vlogo kinetične lastnosti procesa^{3,4}, posebno pa mehanizem redukcije MnO s C iz kovinske raztopine.

Bazičnost plavžne žilindre vpliva na aktivnost posameznih oksidov. Če dodamo CaO v žilindro, ki vsebuje FeO, MnO in SiO₂, vpliva na koeficienta aktivnosti FeO in MnO. Povečanje koncentracije Ca²⁺ povečuje koeficient aktivnosti MnO, zaradi tega, ker Ca²⁺ kot močnejši bazni kation izrine Mn²⁺ iz asimetrične grupacije Mn²⁺-O²⁻-Si v simetrično Mn²⁺-O²⁻-Mn²⁺. Kalcijev kation pa tvori močnejšo asimetrično grupacijo Ca²⁺-O²⁻-Si. Zato bodo na mestih, kjer je bil SiO₂ v



Slika 1
Redukcija mangana iz kislih in bazičnih sintrov pri temperaturi 1550°C in različnem času

Fig. 1
Reduction of manganese from acid and basic sinters at 1550°C, and various times.



Slika 2

Količina mase MnO v žlindri pri redukciji kislích in bazičnih sintrov

Fig. 2

Amount of MnO mass in slag in reduction of acid and basic sinters.

žlindrini fazi, začele izračitati simetrične grupacije kationov Fe^{2+} , pri čemer bo hitreje naraščal koeficient aktivnosti FeO kot MnO. Dodatek MgO v plavžno žlindro tudi pozitivno vpliva na povečanje koeficientov aktivnosti MnO in FeO. Plavžne žlindre vsebujejo poleg naštetih oksidov še približno od 10 do 15 % Al_2O_3 , ki tudi vpliva na aktivnost FeO in MnO. Nekateri avtor-

ji menijo⁵, da se pri konstantni bazičnosti CaO/SiO_2 zmanjšuje aktivnost MnO pri povečanju koncentracije Al_2O_3 v žlindri. Vpliv Al_2O_3 pojasnjujejo s tem, da MnO in Al_2O_3 tvorita bolj stabilne kationske grupe kot MnO in SiO_2 , ker pri zamenjavi Al_2O_3 s SiO_2 v žlindri narašča koeficient aktivnosti MnO. Pri kislích žlindrah se nahaja mangan v kationski grupi s silicijem $Mn^{2+}-O^{2-}-Si$ in aluminijem $Mn^{2+}-O^{2-}-Al$. Če zamenjamo SiO_2 s CaO , se poveča število grup $Mn^{2+}-O^{2-}-Si$, kar vpliva na povečanje aktivnosti MnO. Če še naprej zamenjavamo SiO_2 s CaO , tedaj aluminij prehaja v anionsko obliko in se povečuje število $Mn^{2+}-O^{2-}-Al$ grup, kar zmanjšuje koeficient aktivnosti MnO.

V tabelah 3 in 4 so zbrane kemične analize grodljev in žlinder, ki so nastale pri redukciji kislega in bazičnega sintra s koksom. Na osnovi rezultatov poskusov so narejene diagramske odvisnosti vsebnosti mangana in MnO od časa trajanja redukcije pri temperaturi 1150°C. Na sl. 1 je prikazana odvisnost vsebnosti mangana v grodlju in na sl. 2 vsebnost MnO v žlindri pri redukciji kislega in bazičnega sintra. Rezultati redukcije kažejo, da se s pojavom prvega železa pojavlja tudi prvi mangan⁶. Pri obeh vrstah sintrov narašča vsebnost mangana v grodlju, oziroma se zmanjšuje vsebnost MnO v žlindri z naraščanjem časa redukcije, vendar samo do vzpostavitve ravnotežja med koncentracijami mangana v žlindri in grodlju. Vsebnost mangana v grodlju je večja pri redukciji bazičnega kot kislega sintra pri istem času redukcije. Ti odnosi so regulirani s konstanto porazdelitve mangana med žlindro in grodljem, ki je manjša pri redukciji bazičnega sintra. Razlika je kar precejšnja in izvira iz različne mineraloške zgradbe obeh sintrov.

Tabela 3: Kemična analiza grodljev, ki nastanejo pri redukciji A-kislega in B-bazičnega sintra

Vrsta sintra	Čas pretalj. v min.	Kemična analiza grodljev v ut. %			
		C	Si	Mn	S
A-1	10	3,82	0,03	0,14	0,148
A-2	20	5,29	0,35	0,21	0,112
A-3	30	5,15	0,48	0,70	0,085
A-4	60	5,26	0,71	0,83	0,067
A-5	90	5,07	0,87	1,72	0,048
B-1	10	4,04	0,02	0,05	0,058
B-2	20	5,11	0,03	0,35	0,053
B-3	30	5,10	0,03	1,01	0,031
B-4	60	5,21	0,15	1,95	0,017
B-5	60	5,11	0,05	1,66	0,021
B-6	90	5,27	0,48	2,40	0,015
B-7	120	5,22	1,33	2,34	0,010

Tabela 4: Kemična analiza žlinder, ki nastanejo pri redukciji A-kislega in B-bazičnega sintra

Vrsta sintra	Čas pretalj. v min.	Kemična analiza žlindre v ut. %							CaO/SiO ₂
		SiO ₂	CaO	FeO	MnO	Al ₂ O ₃	MgO	S	
A-1	10	24,57	16,26	40,47	6,52	8,15	3,86	0,174	0,66
A-2	20	40,70	27,05	8,36	4,85	14,63	4,22	0,189	0,66
A-3	30	42,35	30,00	2,51	3,71	15,78	5,55	0,346	0,71
A-4	60	42,71	30,56	1,79	3,18	16,34	5,48	0,383	0,72
A-5	90	42,33	30,84	3,23	2,55	15,78	5,62	0,396	0,73
B-1	10	22,28	26,77	31,60	3,18	8,42	3,32	0,177	1,20
B-2	20	34,44	42,90	2,87	4,56	12,08	3,11	0,255	1,25
B-3	30	34,80	44,16	1,79	3,71	12,62	2,58	0,293	1,27
B-4	60	36,40	44,86	1,79	2,12	11,02	3,41	0,310	1,23
B-5	60	35,92	44,44	1,79	2,43	11,56	2,87	0,303	1,24
B-6	90	36,66	45,00	0,71	0,32	11,61	5,62	0,350	1,23
B-7	120	35,07	44,58	1,07	0,53	13,27	3,35	0,475	1,27

4. SKLEPI

Na osnovi literaturnih podatkov in lastnih raziskav lahko damo naslednje sklepe:

1. Zaradi velike afinitete do kisika se mangan nahaja v obliki oksidov, čeprav ga pogosto najdemo tudi v obliki silikatov in karbonatov. V železovih rudah se ponavadi pojavlja v obliki piroluzita MnO_2 .
2. Indirektna redukcija manganovih oksidov poteka od najvišjega MnO_2 do najnižjega MnO nemoteno, podobno kot pri železovih oksidih. Redukcija najnižjega oksida je skoraj nemogoča s CO in H_2 , ker je pri temperaturi $1500^\circ C$ prisotno samo 0,20 % H_2O .
3. Direktna redukcija MnO s pomočjo lesnega oglja znaša pri temperaturi $1400^\circ C$ približno 70 %. To pomeni, da se redukcija MnO dogaja v nižjih conah plavža s trdnim ogljikom in pri visoki temperaturi.
4. Bazičnost žlindre močno vpliva na porazdelitev mangana med žlindro in grodljem. S povečanjem bazičnosti žlindre se pri izotermnem vodenju procesa poveča vsebnost mangana v grodlju in zmanjša v žlindri.
5. Redukciji silicija in mangana sta v ozki povezavi, kajti če želimo imeti visoko koncentracijo mangana v grodlju, moramo imeti tudi visoko koncentracijo silicija. Silicij v grodlju se ob tem pojavlja kot reductent MnO iz žlindre do vzpostavitve ravnotežja.
6. Pri redukciji bazičnega in kislega sintra se povečuje vsebnost mangana v grodlju s povečanjem časa tra-

janja redukcije, zlasti pri bazičnih, ker MnO ni tako močno vezan na žlindrine komponente kot pri kislih. S pojavom prvega železa se pojavlja tudi prvi mangan.

7. Mangan se v plavžnem procesu pojavlja kot razžveplevalec grodlja, zato tudi obstajajo medsebojne zveze med vsebnostjo žvepla v žlindri in mangana v grodlju. To pomeni, da je prehod žvepla iz grodlja v žlindro večji, če vsebuje večji odstotek mangana.

Literatura

1. P. V. Geld, O. A. Esin: *Procesi visokotemperaturnovo vstanovljenja*, 1957, str. 198—285.
2. A. K. Ašin, S. T. Rostovcev: *Kinetika i mehanizem vstanovljenja oksidov manganca ugleterodom*, I., II. in III. del, Černaja metalurgija, 1964, No. 4, 7, 10, str. 11—19, 10—18, 13—16.
3. R. Benesch, R. Kopeč, M. Jaworski: *Archiv für Eisenhüttenwesen*, 1980, No. 5, str. 161—165.
4. A. G. Vodopjanova, G. N. Koževnikov: *Vzaimodejstvie zakisi manganca s tverdim ugleterodom*, *Metali*, 1980, No. 2, str. 28—33.
5. G. Todorović, B. Dobovišek, J. Lamut, M. Šimnic: *Študij redukcije mangana v železovih rudah*, Poročila Metalurškega inštituta v Ljubljani, 1978.
6. G. Todorović: *Študij redukcije mangana v železovih rudah*, III. del, Poročila Metalurškega inštituta v Ljubljani, 1980.

ZUSAMMENFASSUNG

Eisenerze mit verschiedenen Gehalten von Eisen und anderen Elementen sind mehr oder weniger über die ganze Welt verbreitet. Unsere Eisenerze aus Vareš und Ljubija enthalten grössere Mengen von Mangan was die Erzeugung von Stahl und Stahlguss wesentlich beeinflusst. Für die vorliegenden Versuche sind saurer und basischer Sinter aus Ljubija Limonit und Zuschlägen erzeugt worden, um festzustellen, wie diese mit dem Hochofenkoks reduziert werden. Die Basizität der Schlacke, die Temperatur und die Reduktionszeit von Sinter sind sehr wichtig für die Verteilung von Mangan zwischen der Schlacke und dem Roheisen. Mit der Temperaturerhöhung wird der Reduktionsgrad von Mangan bei beiden Sintersorten grösser. Der Temperatureinfluss ist grösser bei der Erschmelzung saurerer Sinter. Die Reduktionzeit hat direkten Einfluss auf die Manganverteilung. Die Reduktion von Silizium ist mit der Reduktion von Mangan eng verbunden, denn wenn ein ho-

her Mangengehalt im Roheisen verlangt wird, wird unbedingt auch der Siliziumgehalt höher. Silizium im Roheisen reduziert dabei Mn aus der Schlacke bis zu der Gleichgewichtseinstellung. Bei der Reduktion von basischem und saurerem Sinter wird mit der Dauer der Reduktionszeit der Mangengehalt im Roheisen höher besonders beim basischem Sinter, da MnO nicht so stark an die Schlackenkomponenten Gebunden ist wie beim Sauerem Sinter. Mit der Erscheinung des ersten Eisens erscheint auch Mangan was auch die Versuche mit dem Ljubija Limonit gezeigt haben. Mangan wirkt im Hochofenprozess entschwefelnd auf Roheisen, besonders bei sauren Schlacken. Deswegen besteht auch die gegenseitige Beziehung zwischen dem Schwefelgehalt in der Schlacke und dem Mangengehalt im Roheisen. Das bedeutet, dass der Schwefelübergang aus Roheisen in die Schlacke bei höherem Mangengehalt grösser ist.

SUMMARY

Iron ores over the world contain various amounts of iron and accompanying elements. Our iron ores from Vareš and Ljubija contain more manganese which essentially influence the making of steel and the casting of various castings. Therefore acid and basic sinter of Ljubija limonite with some additives was made to find how they behave in reduction with coke. Slag basicity, temperature and time of reduction of sin-

ters are very important parameters of the distribution of manganese between the slag and the pig iron. Duration of reduction experiments had direct influence on the distribution of manganese. Also reduction of silicon is closely connected with the reduction of manganese since high manganese content in pig iron causes also high silicon content. Silicon in pig iron reduces MnO from slag till equilibrium is not established. In re-

duction of basic and acid sinter the manganese content in pig iron increases with the increased time of reduction, which is more pronounced in basic sinters since MnO is not so strongly bound to slag constituents as it is the case with the acid sinters. Appearance of the first metallic manganese is connected with the appearance of the first metallic iron which showed also ex-

periments with sintered Ljubija limonite. Manganese has in the blast-furnace process the role of desulphurizing agent, especially with acid slags, thus interrelations exist between the sulphur content in slag and manganese in pig iron. It means that transfer of sulphur from pig iron to slag increases with the increased amount of manganese.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Залежи железных руд находятся всюду на земном шаре, и их содержание железа и других элементов весьма различное. Югославские железные руды из Вареша и Любие содержат более высокий процент марганца, что существенно влияет на изготовление стали и различных отливок. Поэтому авторы этой работы изготовили кислый и основной агломерат из Любийского лимонита и добавок с целью, чтобы определить, как проходит течение восстановления этого агломерата с металлургическим коксом. Основность шлака, температура и время продолжительности процесса редукции агломерата имеют большое значение на распределение марганца между шлаком и чугуном. С повышением темп-ры повышается степень редукции марганца в обоих агломератах. Влияние темп-ры более усиленное при переплавки кислого агломерата. Длительность опытов редукции имеет прямое влияние на распределение марганца. В тесной связи с редукцией марганца также редукция кремния, имея в виду, что если хотим полу-

чить высокую концентрацию марганца в чугуне, то надо иметь также высокую концентрацию кремния. Кремний в чугуне является в этом случае как восстановитель MnO из шлака до тех пор, пока не наступит равновесие. При редукции основного и кислого агломерата содержание марганца в чугуне увеличивается с повышением продолжительности редукции, в особенности при основных агломератах, так как MnO не находится в такой сильной связи с компонентами шлака, как это случай при кислых агломератах. С появлением первого железа появляется также марганец, что показали также опыты спекания лимонита из рудника Любия. В доменном процессе плавки марганец является как средство для удаления серы, главным образом при кислых шлаках. Поэтому существует связь между содержанием серы в шлаке и марганцем в чугуне. Это значит, что переход серы из чугуна тем выше, чем процент содержания марганца больше.

Tehnološke možnosti izdelave kvalitetnih jekel z uvedbo postopka vpihovanja CaSi v SŽ Železarni Štore

UDK: 669.182.71:669.891
ASM/SLA:D8p

V. Prešern, T. Debelak, G. Manojlović, P. Bračun



Opisan je postopek izdelave jekla v jeklarni Štore, kjer jeklo odlivajo na 4-žilni napravi za kontinuirno litje gredic, dimenzij 100 mm × 100 mm ali 140 mm × 140 mm. Zaradi majhnih dimenzij izlivi jekla nismo smeli pomirjati z aluminijem. Da bi dobili čistejše jeklo z manj vključki in modificirano sestavo vključkov, smo uvedli sistem vpihovanja CaSi.

Prikazani so doseženi rezultati oziroma vpliv vpihane CaSi na vsebnost nekaterih elementov v jeklu, pomirjenem z aluminijem (žveplo, kisik, silicij, aluminij); ter na število, obliko in vrsto nekovinskih vključkov.

Prikazana je okvirna nova tehnologija izdelave nekaterih kvalitet jekel.

1. UVOD

V SŽ Železarna Štore izdelujemo jeklo v dveh električnih obločnih pečeh, kapacitete 40 (Birlec) in 50 t (BBC):

Proizvodni program v glavnem obsega vzmetna jekla, nizko in srednjeogljčna jekla, nizko legirana cementacijska in jekla za poboljšanje.

Celotno količino izdelanega jekla odlijejo na 4-žilni kontinuirni livni napravi (Concast) v gredice, presekov kvadrat 100 mm ali kvadrat 140 mm.

Zaradi zelo majhnih izlivi tehnološki predpis ne dovoljuje pomirjanja jekla z aluminijem (max. do 0,006 %).

Predvsem zato, da bi dobili bolj čisto jeklo, da bi izboljšali livnost in povečali produktivnost izdelave jekla v električnih obločnih pečeh, smo se odločili za uvedbo postopka vpihovanja CaSi v tekoče jeklo v ponvi.

Številne tuje in naše publikacije s tega področja^{1,2,3} so nas prepričale o umestnosti uvedbe novega postopka in najvažnejši rezultati, ki jih daje postopek, so:

- obdelava jekla z vpihovanjem CaSi je vezana na predhodno izdelano talino s kompletno dezoksidacijo z aluminijem. To pa v primerjavi z dezoksidacijo s silicijem seveda pomeni bistveno manjšo vsebnost kisika in oksidnih vključkov;

- doseže se dodatno razžvepljanje, kar omogoča skrajšanje rafinacije v peči;

- prepreči se mašenje izlivi zaradi čistih Al_2O_3 vključkov, ki v običajno izdelanih jeklenih pogosto nastopajo v izrazito ostri in usmerjeni obliki. Po obdelavi s CaSi pa dobimo le okrogle neplastične kompleksne vključke, tipa $CaO-Al_2O_3$, s tališčem pod 1873 K (1600 °C); ki se pri predelavi drobijo;

- močno se zmanjša možnost segregacijskih razpok zaradi Mn-sulfidov v nizkoogljčnih jeklih, ker pride do efektnega razžvepljanja in modifikacije preostalih vključkov;

- kot rezultat dobre dezoksidacije, razžvepljanja in modifikacije vključkov dobimo zelo čisto jeklo in dobro površino konti gredic.

Po svetu obstojajo številne firme, ki ponujajo sisteme za vpihovanje drobnozrnatih materialov. Cena takih ponudb pa je od 400.000 US\$ naprej. Zato smo celotno napravo konstruirali in izdelali v Jugoslaviji. Glavni projekt so izdelali v firmi INŽENIRING Bled, napravo so nato izdelali v Laškem in v maju 1984 smo lahko pričeli testirati napravo. Poudariti moramo, da je bila cena naprave vsaj 5-krat nižja kot iz tujine in da dosednji rezultati dokazujejo, da lahko naprava deluje izjemno uspešno.

2. OPIS PROCESA

Do danes smo v Štorah izdelali že več tisoč ton jekla, obdelanega z vpihovanjem CaSi v ponvi, obzidani z dolomitno opeko. Z uvodnimi poskusi smo določili osnovne karakteristike novega postopka in sicer:

- določili smo obratovalne pogoje naprave, ki zagotavljajo dovolj mirno in praktično skoraj stoodstotno zanesljivo delovanje naprave,

- poraba argona je 400 do 600 N l/min,

- hitrost vpihovanja CaSi pri ustreznih oz. primer-
nih obratovalnih pogojih je 20 do 25 kg CaSi/min,

- potrební čas vpihovanja je 3 do 6 minut (kar ustreza količini CaSi 1,5 do 2,5 kg/t jekla);

- padec temperature jekla med vpihovanjem CaSi je 3 do 5°C/min.

Zaradi uvedbe postopka vpihovanja CaSi in za zagotovitev možnosti doseganja optimalnih rezultatov smo morali prilagoditi tehnologijo rafinacije v električni obločni peči.

Jekla, ki niso pomirjena z aluminijem, pravzaprav nima smisla obdelovati s CaSi. Količina kisika v takem jeklu je namreč tako velika, da se vpihani kalcij predvsem porabi le za dodatno dezoksidacijo, kar pa je seveda mnogo predrago.

dr. Vasilij Prešern, dipl. ing. — SŽ Metalurški inštitut Ljubljana
mag. Tine Debelak, dipl. ing. — SŽ Metalurški inštitut Ljubljana
Gojko Manojlović, dipl. ing. — SŽ Železarna Štore Peter Bračun, dipl. ing. — SŽ Železarna Štore



Slika 1
Naprava za vpihovanje CaSi v SŽ-Železarna Štore
Fig. 1
View of the injection system in Steelworks Štore



Slika 2
Videz postopka vpihovanja CaSi med obratovanjem
Fig. 2
Installation during treatment

Zato smo pričeli s postopnim dodajanjem aluminija v peč in v ponovcu pri nekaterih vrstah jekel, ki smo jih izbrali za obdelavo s CaSi.

Da bi se izognili vplivu pečne žilindre, smo v ponvi z dodatkom apna in jedavca izdelali novo žilindro.

Z izdelavo nove žilindre pa se tudi zmanjša nevarnost, da ne bi zadeli predpisane kemične analize, saj nimamo redukcije Mn, Si in P:

Vsekakor pa je v ponvi potrebna žilindra, katere naloge so ^{4,5,6}:

- vezanje produktov reakcij dezoksidacije in razžveplanja (kar se dogaja med vpihovanjem CaSi),
- preprečevanje dostopa kisika iz atmosfere,
- preprečevanje poteka nekontroliranih reakcij med žilindro in jeklom.

Videz naprave za vpihovanje CaSi in napravo med vpihovanjem prikazujeta sliki 1 in 2.

Tehnološke rezultate izdelave nekaterih talin prikazuje tabela 1.

Tabela 1: Tehnološki podatki o izdelavi nekaterih talin

Talina	Kvaliteta	Kemična analiza jekla						CaSi		
		C %	Si %	Al _{tot} %	S %	O _{tot} %	ΔS %	O _a (pred) (ppm)	O _a (po) (ppm)	CaSi kg/t
15128	Č. 1221	0,19	0,22	0,016	0,007	0,0061	72	24,3	11,9	1,1
15178	Č. 1221	0,17	0,40	0,021	0,011	0,0052	59	20,5	8,8	1,1
15422	Č. 4830	0,51	0,38	0,020	0,011	0,0062	63	10,4	5,0	1,5
25966	Č. 4830	0,50	0,34	0,016	0,006	0,0059	78	12,7	5,2	1,9
15125	Č. 4830	0,52	0,32	0,014	0,008	0,0065	58	13,9	6,4	2,2
25668	Č. 4732	0,42	0,31	0,017	0,005	0,0061	71	12,9	5,8	2,1
25669	Č. 1531	0,47	0,29	0,026	0,003	0,0049	73	10,3	4,6	2,1
25968	60SiCr7	0,58	1,56	0,020	0,006	0,0056	63	7,1	4,5	1,6
25969	60SiCr7	0,58	1,44	0,015	0,005	0,0055	75	4,6	3,6	1,6
15426	60SiCr7	0,60	1,84	0,014	0,003	0,0058	87	6,7	3,6	1,6

3. ANALIZA REZULTATOV

3.1 Dezoksidacija

Osnovni namen novega postopka in spremenjene rafinacije z uporabo aluminija je povečanje čistosti jekla ter možnost uporabe cenejših ferozlitin (predvsem nadomeščanje Si metala s cenejšim FeSi 75, ki vsebuje tudi do 3 % Al).

Bistvo sprememb je, da z večjim dodatkom aluminija v peč pri preddezoksidaciji močno zmanjšamo aktivnost prostega kisika v jeklu in da z dodajanjem Al v ponvi dosežemo takšno vsebnost Al, ki zagotavlja majhno vsebnost oksidnih vključkov.

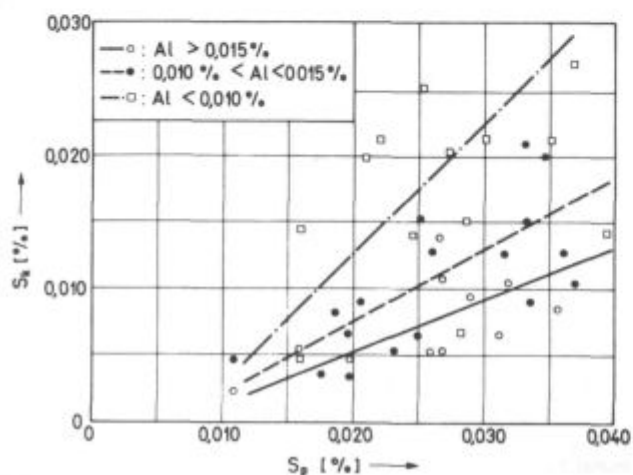
Doseganje željene končne vsebnosti aluminija je odvisno predvsem od:

- količine dodanega aluminija v peč in ponev,
- količine in sestave žilindre v ponvi,
- količine vpihanega CaSi.

Vpihani CaSi pa je v dovolj pomirjenih jeklih močno zmanjšal tudi aktivnost kisika v jeklu. Tako smo pri vzmetnih jeklih zmanjšali s CaSi aktivnost kisika za več kot 50 % (na povpr. 4,0 ppm) in tudi pri ostalih kvalitetah smo redno dosegali vrednosti med 5 in 10 ppm. To pa so že tako majhne vrednosti, ki zagotavljajo dovolj čisto jeklo^{7,8}.

3.2. Razžveplanje

Znano je, da dosežemo z vpihovanjem CaSi v z Al-pomirjeno jeklo v dolomitnih ponvah odlično razžveplanje^{9,10,11}. Na slikah 3 in 4 prikazujemo vpliv aluminija v jeklu na končno vsebnost žvepla in na doseženo stopnjo razžveplanja.



Slika 3

Vpliv aluminija v jeklu na končno vsebnost žvepla v jeklu pri vpihovanju CaSi

Fig. 3

Influence of aluminium on final sulphur content in the steel by CaSi injection

Razvidno je, da ima aluminij velik oz. odločilen vpliv na potek razžveplanja in da za doseganje majhnih vsebnosti žvepla niti ni pomembno, ali v dovolj pomirjeno jeklo vpihnemo 1,5 ali 2 kg CaSi/t.

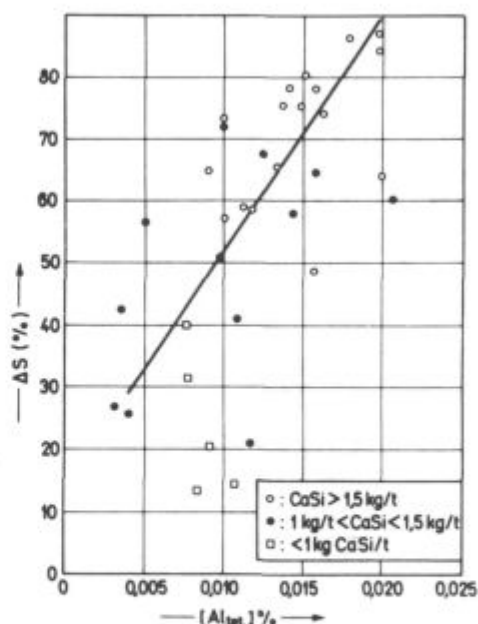
Z uporabo CaSi je sedaj mogoče, da spremenimo tehnološki predpis in da jekla, ki jih nameravamo obdelati s CaSi, izpuščamo iz peči tudi z žveplom cca 0,040 %! To pa lahko seveda pri posameznih šaržah pomeni občutno skrajšanje oz. pocenitev postopka!

Poglavje analiza obnašanja žvepla pri obdelavi jekla v ponvi s CaSi lahko zaključimo z ugotovitvijo, da smo dobili v roke resnično uspešno orožje za učinkovito in zanesljivo razžveplanje. Osnovni pogoji za uspešnost takega postopka pa so:

- dovolj pomirjeno jeklo (vsebnost Al v jeklu v ponvi več kot 0,015 %),
- pravilna sestava in količina žilindre v ponvi,
- zadostna količina in optimalna hitrost vpihovanja CaSi.

3.3 Metalografska analiza

Ugotovili smo jasno odvisnost tipa in količine vključkov od količine aluminija v jeklu in količine vpihanega CaSi^{12,13,14}. Pri zadostni (optimalni) količini alu-

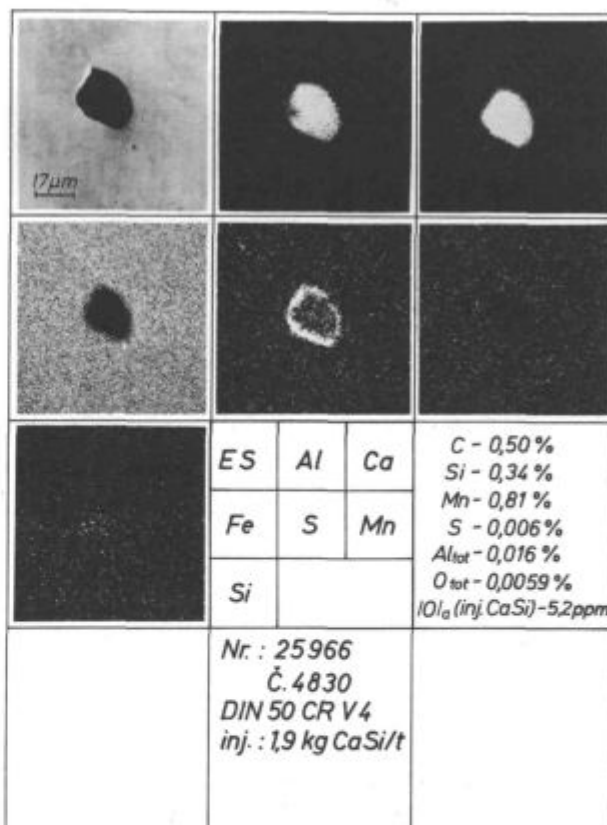


Slika 4

Vpliv aluminija v jeklu na doseženo razžveplanje pri vpihovanju CaSi

Fig. 4

Influence of aluminium on the degree of desulphurization by CaSi injection



Slika 5

Tipična sestava modificiranega vključka

Fig. 5

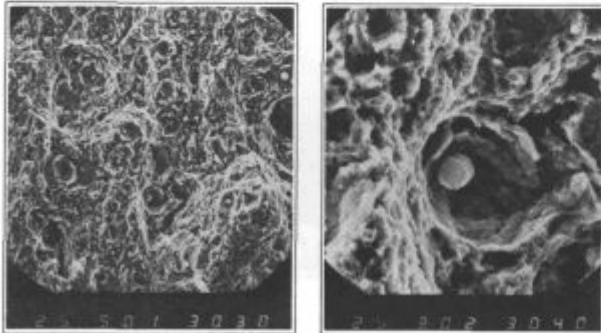
Typical composition of the modified inclusion

minija (več kot 0,015 %) in CaSi smo dobili v štorskih jeklih popolnoma novo sliko vključkov. Bistveno se je zmanjšala količina manganovih sulfidov; silikatnih vključkov praktično ni več, nastopajo pa globularni kompleksni vključki (pretežne sestave $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaS}$; slika 5).

Pri pravilno izdelanih talinah je prišlo do modifikacije aluminatnih vključkov in vključkov Mn-sulfidov v kompleksne vključke.

Ocenjujemo, da se je pri nekaterih kvalitetah jekel zmanjšalo število vključkov za več kot 50 %, pri nekaterih jeklih (npr. vzmetna) pa je število vključkov manjše za 30 do 50 %.

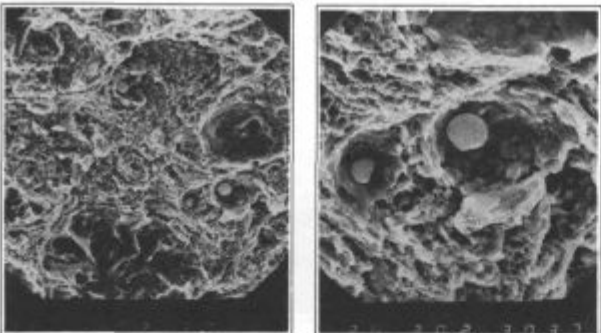
Modifikacijo vključkov so potrdile tudi analize prelomov (slika 6): Razvidno je, da so prelomi značilni za jekla z mikrostrukuro perlita. Vključki so redki, v glavnem v kroglasti obliki s premerom manj kot 10 mikronov.



Mag. 500x

Mag. 3000x

Nr. 25966 (Č. 4830, DIN 50 CR V 4) inj. 19 kg CaSi/t
C-0,50%, Si-0,34%, S-0,006%, Al_{tot}-0,016%, O_{tot}-0,0059%



Mag. 500x

Mag. 3000x

Nr. 15422 (Č. 4830, DIN 50 CR V 4) inj. 15 kg CaSi/t
C-0,51%, Si-0,38%, S-0,017%, Al_{tot}-0,020%, O_{tot}-0,0062%

Slika 6

Videz preloma jekla, obdelanega z vpihovanjem CaSi

Fig. 6

Influence of CaSi injection on the structure of fracture

4. 4. ZAKLJUČKI

Želeli smo doseči bistveno povečanje čistosti jekla in odlivanje takega jekla, pomirjenega z aluminijem ter obdelanega s CaSi, na kontinuirni livni napravi v štorski jeklarni. V redno obratovanje smo uvedli novo napravo za vpihovanje CaSi in optimizirali ter novemu postopku priredili tehnologijo izdelave jekla v električni obločni peči.

Ker dosežemo optimalne rezultate uporabe postopka vpihovanja CaSi le pri z aluminijem pomirjenih jeklih, smo postopoma uvedli novo tehnologijo predde-zoksidacije v peči in dokončne dezoksidacije v ponvi z aluminijem.

Dokazali smo, da lahko s primerno količino aluminija v peči in v ponovci dosežemo zelo majhne vsebnosti kisika, ki pa se kasneje med obdelavo s CaSi še zmanjšajo.

Za doseganje stabilnih pogojev izkoristka dodanega aluminija v ponev glede na kasnejše močno premešavanje žilindre in jekla med vpihovanjem CaSi, smo uvedli izlivanje jekla iz peči brez žilindre ter dodatek apna in jedavca v ponev za tvorbo nove pokrivne žilindre.

Po pričakovanih dobimo v jeklih z dovolj aluminija oz. dovolj majhno aktivnostjo kisika ter primerno količino vpihanega CaSi zelo majhne tudi končne vsebnosti žvepla (tudi 0,004 %).

Zaradi odlične stopnje razžveplanja (tudi 90 % od peči do gredice) smo predpisali, da s CaSi obdelana jekla izpuščamo iz peči z ne manj kot 0,040 % žvepla. To pa seveda lahko pomeni precejšnje skrajšanje rafinacije!

Zaradi velikega razžveplanja se močno zmanjša količina manganovih sulfidov v jeklu (kot zanimivost naj omenimo, da so bili Baumannovi odtisi včasih skoraj popolnoma beli). Zato se zmanjša tudi možnost tvorbe segregacijskih razpok v nizkoogljicnih jeklih.

Dokazali smo, da je prišlo do modifikacije aluminatnih vključkov v z Al-pomirjenih jeklih, kar omogoča odlivanje takih jekel na naši kontinuirni livni napravi za gredice.

Zaključimo naj z ugotovitvijo, da smo z novo tehnologijo izdelave jekla v SZ Železarna Štore dobili možnost za proizvodnjo bistveno bolj kvalitetnih jekel, kar se odraža v novih možnostih prodaje teh jekel, predvsem za izvoz.

Literatura

1. Prešern V., Kandare F., T. Mlakar: Radex-Rundschau, Heft 1/2, 1982, 771-779.
2. Prešern V., J. Arh, T. Mlakar: SCANINJECT III; P6:1-P6:20, Lulea, Sweden, June 15-17, 1983.
3. Prešern V., J. Arh: CCC 84, Voest-Alpine Continuous Casting Conference 1984, Paper No. 24.
4. Carsson G., T. Lehner: Radex-Rundschau, 1981, Heft 1/2, 374-379.
5. Szekely J., N. El-Kaddah: Symposium on Injection in Extraction and Refining, Proc. Symp. at University of Newcastle Upon Tyne, 1982, R1-42.
6. Holappa, L. E. K.: SCANINJECT II; Paper 1, Lulea, Sweden, June 1980.
7. Jeanneau M., M. Poupon: Revue de Metallurgie, Juin 1981, 517-524.
8. Tahtinen K., R. Vainola: Modern developments in Steel-making, Paper 7.5.1-7.5.15., 16-18 February 1981, Jamshedpur, India.
9. Holappa L. E. K.: International Metals Reviews, 1982, Vol. 27, No. 2, p. 53-76.
10. Gruner H.: Stahl und Eisen, 1979, 99 (4): 725-737.
11. Grimm W., J. Feller: Radex-Rundschau, 1981, (1/2): 455-465.
12. Yoshimura M., S. Yushikawa: Scaninject II Conf., Lulea, June 1980, Paper 28.
13. Stubbs P.: 40th Electric Furnace Conf. Proceedings, Kansas City, Dec. 1982, 285-288.
14. Turkdogan E. T.: Arch. Eisenhüttenwes. 54 (1983), Nr. 1, Januar, 1-10.

ZUSAMMENFASSUNG

Ziel der neuen Technologie war eine wesentliche Verbesserung des Reinheitsgrades von Stahl und das Vergiessen diesen mit Al beruhigten und mit CaSi behandelten Stahles auf der Knüppelstranggiessanlage im Stahlwerk Štore. Eine neue Einblasanlage für CaSi (Bild 1 und 2) ist in Betrieb genommen worden. Diesem neuen Verfahren ist auch die Stahlherstellungstechnologie im Lichtbogenofen angepasst worden.

Die optimalen Einblasparameter sind wie folgt:

- CaSi Einblasrate cca 25 kg/min
- Trägergasverbrauch (Argon) 400 bis 600 Nl/min
- der Verbrauch von CaSi ist von der Stahlqualität abhängig und variiert von 1,2 bis 2 kg/t Stahl
- Temperaturabfall während der CaSi Behandlung beträgt bis 30°C.

Da der eingeblasene CaSi nur bei Aluminiumberuhigten Stählen voll zur Wirkung kommt ist nach und nach eine Technologie der Vordesoxidation im Ofen und der Desoxidation in der Pfanne mit Aluminium eingeführt worden.

Es ist bewiesen worden dass, mit einer richtigen Aluminiummenge im Ofen und in der Pfanne sehr kleine Sauerstoffgehalte erzielt werden können, welche mit der nachträglichen CaSi Behandlung noch weiter reduziert werden können.

Um stabile Bedingungen in Hinsicht des Ausbringens von Aluminium und gute Entschwefelung zu gewährleisten ist Schlackenfreier Abstich eingeführt worden.

Kalk und Flussspat werden zur Bildung neuer Auffangschlacke in die Pfanne gegeben.

Nach der Erwartung werden bei Stählen mit genügendem Al Gehalt bzw. genügend kleiner Sauerstoffaktivität und bei geeigneter eingeblasenen CaSi Menge auch sehr kleine Endschwefelgehalte (auch 0,004 %) (Bild 3 und 4) erreicht.

Wegen der hervorragenden Entschwefelung (bis 90 % vom Ofen bis Knüppel) werden mit CaSi zu behandelnde Stähle mit nicht weniger als 0,040 % S abgestochen. Das bedeutet jedoch eine beträchtliche Verkürzung der Refinationszeit.

Wegen des hohen Entschwefelungsgrades wird auch die MnS Menge im Stahl stark vermindert. (Schwefelabdrücke waren manchmal ganz weiss). Dementsprechend wird auch die Möglichkeit der Bildung von Segregationsrissen bei kohlenstoffarmen Stählen kleiner.

Es ist bewiesen worden, dass bei den Al — beruhigten Stählen eine Modifikation der Al₂O₃ Einschlüsse eingetreten ist womit das Vergiessen solcher Stähle auf der Knüppelstranggiessanlage möglich wird (Bild 5 und 6).

Mit der neuen Technologie der Stahlerzeugung im Hüttenwerk Štore ist die Möglichkeit gegeben wesentlich besseren Stahl zu erzeugen, womit neue Möglichkeiten für den Export dieser Stähle gegeben werden.

SUMMARY

The intention was to achieve essentially better purity of steel, and to enable continuous casting of such steel killed with aluminium and treated with CaSi. A new equipment for CaSi injection (Figs. 1 and 2) was introduced into the technological line, the process was optimized, and the technology of steelmaking in electric arc furnace was adjusted.

The following optimal injection parameters were determined:

- CaSi injection rate about 25 kg/min.,
- consumption of argon carrier gas is 400 to 600 l/min. at NTP,
- amount of CaSi depends on the quality, and it varies between 1.2 to 2 kg/t steel,
- temperature drop of steel melts during injection is up to 30°C,
- the given parameters can be obtained only by a correct combination of pressures of carrier gas, mixing gas, and the gas in the dispenser.

Since the optimal results in application of CaSi injection can be obtained only with the aluminium killed steel, the new technology of preoxidation in the furnace and final deoxidation with aluminium in the ladle was gradually introduced.

It was proved that very low oxygen contents can be achieved by a suitable amount of aluminium in the furnace and the ladle, and they can be still reduced by the CaSi treatment.

In order to obtain stable conditions for the yield of aluminium in the ladle due to later strong agitation of slag and melt during the CaSi injection, the melt was tapped from the furnace without slag, but limestone and fluorspar were added into the ladle to form a new covering slag.

As expected, sufficient aluminium amount or sufficient low oxygen activity in steel and a suitable amount of injected CaSi gave very low final sulphur contents, even 0.004 % (Figs. 3 and 4).

Due to excellent degree of desulphurization (even 90 % from furnace to billet), the instructions were prepared that steel treated with CaSi should not be tapped with less than 0,040 % S. This can essentially reduce the refining time.

Due to high desulphurisation the amount of manganese sulphides in steel is highly reduced (previous sulphur prints were sometimes nearly quite white). Thus also the possibility that segregation cracks will appear in low-carbon steel is reduced.

It was proved that aluminate inclusions in aluminium killed steel were modified which enables casting of such steel on continuous billet casting machine (Figs. 5 and 6) in Štore Ironworks. The conclusion can be made that the new technology of steelmaking in Štore Ironworks gave the possibility for manufacturing essentially better qualities which will enable also higher export.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Цель авторов этой работы была в том, чтобы получить существенное увеличение чистоты стали, литье этой стали, успокоенное с алюминием и обработанное с CaSi в установке для непрерывного литья в сталеплавильном цехе металлургического завода Железарна Шторе. В регулярную работу введено новое устройство для вдувания CaSi (рис. 1 и 2) и этому новому способу приладили технологию изготовления стали в дуговой электропечи.

Определили оптимальные параметры вдувания, которые составляют:

- быстрота вдувания CaSi износит прибл. 25 кг/мин;

- затрата газ-носителя аргона — 400 до 600 л/мин;
- количество CaSi зависит от качества стали и составляет 1,2 до 2 кг/т стали;
- снижение темп-ры в течении вдувания составляет до 30°C.

Перечисленные параметры можно получить лишь при правильной комбинации давления газа-носителя отн. аргона, смешанного газа и газа в диспансере.

Так как оптимальные результаты применения способа вдувания CaSi можно получить лишь в сталях успокоенных с алюминием, то постепенно введена новая техноло-

гия предварительного окисления в печи и окончательное раскисление с алюминием в ковше.

Доказали, что с соответствующим количеством алюминия в печи и ковше в стали окажутся очень незначительное содержание кислорода, которое позже в течении обработки с CaSi ещё уменьшится.

Для достижения стабильных условий выхода доданного алюминия в ковш, имея во внимании познейшее сильное перемешивание шлага и стали во время продувки с CaSi, авторы ввели литьё стали из печи без шлага с добавкой извести и плавикового шпата, в ковш, чтобы получить новый шлаг покрытия.

Как и ожидали в сталях с достаточным количеством алюминия отн. с достаточно низкой активностью кислорода, также с соответствующим количеством вдутого CaSi оказалось очень незначительное конечное содержание серы (также 0,004 %) (рис. 3 и 4).

Вследствии отличной степени удаления серы (от печи до заготовок даже до 90 %) оказалось, что сталь обработанная с CaSi выпускают из печи с содержанием серы не ме-

нее 0,040 %. Это, конечно, может означить значительное сокращение рафинирования.

Как следствие существенного удаления серы значительно уменьшается количество марганцовых сульфидов в стали (внимание заслуживает факт, что баумановские отпечатки были иногда совсем белые). Поэтому уменьшается также возможность образования сегрегационных трещин при малоуглеродистых сталях.

Авторы работы доказали, что в сталях успокоенных с алюминием произошло видоизменение алуминатных включений, что дает возможность выполнять литьё этих сталей в устройстве для непрерывного литья заготовок (рис. 5 и 6).

Как заключение приводим констатацию, что с новой технологией изготовления стали в металлургическом заводе Железарна Шторе получена возможность производства сталей существенно лучших качеств, а это отражается в новых возможностях для продаже этих сталей главным образом на экспортный рынок.

Prispevek k osvajanju jekel z dualno mikrostrukturo

UDK: 669.017:620.18
ASM/SLA: M26, 27

Aleksander Kveder



Z laboratorijsko izdelavo talin določenih sestav in z ustreznimi preiskavami smo ugotavljali lastnosti jekel, predvsem s takimi sestavami, ki ne zahtevajo uporabe uvoznih ferozlitin. Bloke talin smo izvaljali v trakove, jih toplotno obdelali in izvršili ustrezne preiskave.

A. UVOD

Uvodni del z literaturnimi podatki bo zelo kratek, ker je že bil objavljen pregledni članek B. Pretnarja (IMV) (Železarski zbornik, 1983, 17, št. 3), v katerem je avtor zbral večino rezultatov in praktičnih izkušenj, ki so jih do sedaj dosegli s temi jekli v svetu.

Feritno-martenzitna jekla ali dualna jekla se vključujejo v skupino nizkoogljicnih in malolegiranih jekel z visoko trdnostjo. Za HSLA (High Strength Low Alloy) jekli, katerih odlične trdnostne lastnosti dosegamo z izločevalnimi efekti mikrolegiranih elementov (Nb, V, Ti), so se pojavila ta »dual phase« jekla s čisto drugačnimi lastnostmi in uporabnostjo. Ta jekla namreč pokažejo svoje prednostne lastnosti šele pri uporabi, pri uvijanju, zavijanju, vtiskanju, prešanju, valjanju — torej povsod tam, kjer je treba pločevino bolj ali manj močno deformirati, da pridemo do končnega izdelka. Jeklo ima namreč lastnost, da se pri vsaki hladni deformaciji oziroma preoblikovanju močno utrjuje. Pravimo, da ima visok eksponent utrjevanja. Zato ni čudno, da je to jeklo našlo svoje mesto najprej na področjih, kjer sta pomembna teža in energija. Sedaj se za ta jekla, ki jih izdelujejo največ do debeline 6 mm (večinoma pa precej manj), največ zanima avtomobilska industrija.

Ta jekla niso več samo »modna muha« raziskav, temveč so že postala stvarnost. Zaradi svojih specifičnih lastnosti jih uporabljajo v avtomobilski industriji za izdelavo koles, nosilcev, opornikov itd.

Ker imamo drago avtomobilsko proizvodnjo in zamotano železarsko proizvodnjo izdelkov, bi bilo prav, da se z več poguma vključimo v proizvodnjo tega novega materiala. Cilj te raziskave je bil, da mu z določenimi predpreizkusi utremo pot tudi pri nas. Kljub bogatim literaturnim podatkom ta pot ni lahka, saj v sedanjih časih ne moremo kopirati tujih jekel, ki vsebujejo nekatere idealne elemente, kot so Mo, V. Zato je bil naš namen, da s ferozlitinami domače proizvodnje ustvarimo jeklo dualne strukture z vsemi njegovimi značilnimi lastnostmi, ki bi obenem ustrezalo tehnološkim možnostim železarne. V opisu naloge, ki sledi, nam je to delno uspelo, nekaj pa tudi ne. Kljub temu mislimo, da gremo lahko na pravi preizkus izdelave tega jekla v industrijskem merilu.

B. OPIS PREISKAV IN REZULTATI

1. Taline

Naša osnovna ideja je bila, da naj bi izdelali preizkusne taline naslednje sestave:

0,03—0,09 % C
~ 1 % Si
~ 1,5 % Mn
~ 0,6 % Cr

(V proizvodnih razmerah bi bil priporočljiv tudi dodatek cera, za kontrolo izoblikovanosti vključkov. V naših razmerah to ni bilo potrebno, ker smo delali z zelo čistim vložkom (0,015 % P in 0,015% S)).

Sestave talin so prikazane v tabeli 1.

Tabela 1: Sestave preizkušanih talin

Jeklo	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al _i
Dual 1	0,09	1,48	1,49	0,01	0,016	0,59	0,013
Dual 2	0,03	1,40	1,62	0,01	0,016	0,60	0,020
Dual 3	0,03	1,13	1,64	0,016	0,016	0,68	0,120
Dual 4	0,05	0,85	1,48	0,018	0,014	0,66	0,025

2. Taljenje in predelava talin

Taline smo izdelali v 20-kilogramski indukcijski peči. Ingoti so bili težki okoli 18 kg. Najprej smo jih prekovali v ploščate slabe, debeline okoli 50 mm, nato pa prevaljali v trakove, debeline 2,7 do 3 mm. Začetne temperature valjanja so bile okoli 1250°C. Trakovi so se po valjanju ohlajali na zraku. V nadaljnjem označujemo to stanje kot »valjano«. Razen tega smo preizkušali te trakove tudi v normaliziranem stanju in več stanjih medkritičnega žarjenja. Pred valjanjem slabov v trakove smo slabe površinsko predskoblali, predvsem zaradi lepše površine in da odpravimo razogljichenje. Dejansko so imeli vsi izvaljani trakovi zelo lepe površine, pa tudi razogljichenja so bila minimalna.

3. Preliminarni preizkusi medkritičnih žarjenj

Iz izvaljanih trakov smo najprej izrezali kose dimenzij okoli 100 × 100 mm za preizkuse različnih toplotnih obdelav, predvsem medkritičnih žarjenj in za metalografske preiskave. V nadaljnjem označujemo medkritično žarjenje vzorcev in preizkušancev z oznako MŽ in dodatno s temperaturo žarjenja in načinom hlajenja.

Vzorci 100 × 100 mm smo po rezultatih dilatometrijskih krivulj žarili na različnih temperaturah, jih različno

ohlajevali in merili trdote HV. Odločil je seveda metalografski pregled, ki je pokazal bolj ali manj pravilna sorazmerja med feritom in martenzitom. Vsi navedeni rezultati so prikazani na tabeli 2.

Moramo poudariti, da smo vzorce žarili na temperaturah le kratek čas, po segretju na temperature le še nekaj minut.

Tabela 2: Trdote po različnih toplotnih obdelavah

Toplotna obdelava	Trdote HV pri talinah			
	Dual 1	Dual 2	Dual 3	Dual 4
MŽ 760° voda	257			
MŽ 760° zrak	266			
MŽ 780° voda	286		226	216
MŽ 780° olje	282		220	212
MŽ 780° zračni tok	265		212	214
MŽ 780° zrak	270		210	206
MŽ 800° voda	304	239		
MŽ 800° olje	285			
MŽ 800° zračni tok	281			
MŽ 800° zrak	279	247		
MŽ 825° voda		245		
MŽ 825° olje		245		
MŽ 825° zračni tok		233		
MŽ 825° zrak		240		

Tabela 3: Mehanske lastnosti Dual jekel

Jeklo	Toplotna obdelava	$R_{0,2}$ N/mm ²	R_m N/mm ²	Raztezek %
Dual	Valjano	559	781	14
	Normaliz.	401	715	19
	MŽ 750 voda	491	788	—
	MŽ 750 zrak	451	733	—
	MŽ 780 voda	517	835	15
	MŽ 780 zrak	618	829	15
	MŽ 800 voda	739	989	15
	MŽ 800 zrak	710	842	10
Dual	Valjano	574	698	12
	Normaliz.	385	623	21
	MŽ 750 voda	440	588	16
	MŽ 750 zrak	448*	574	22
	MŽ 780 voda	429	659	13
	MŽ 780 zrak	398	600	—
	MŽ 800 voda	492	700	—
	MŽ 800 zrak	500	660	17
Dual	Valjano	553*	636	17
	Normaliz.	326	516	—
	MŽ 750 voda	512	626	16
	MŽ 750 zrak	307	560	13
	MŽ 780 voda	371	655	18
	MŽ 780 zrak	316	619	20
	MŽ 800 voda	462	712	17
	MŽ 800 zrak	331	612	24
Dual	Valjano	560*	662	15
	Normaliz.	289	526	26
	MŽ 750 voda	367	587	—
	MŽ 750 zrak	346	546	17
	MŽ 780 voda	371	613	17
	MŽ 780 zrak	384	596	17

Opomba:
Številki z zvezdico pomenita naravno mejo plastičnosti.

Kljub temu da smo trakove po valjanju hladili na zraku, imajo že v tem stanju dokaj visoke trdote — od 200 do 260 HV. Vidi se, da silicij precej utrdi feritno matrico.

Uporabili smo štiri načine ohlajanja:

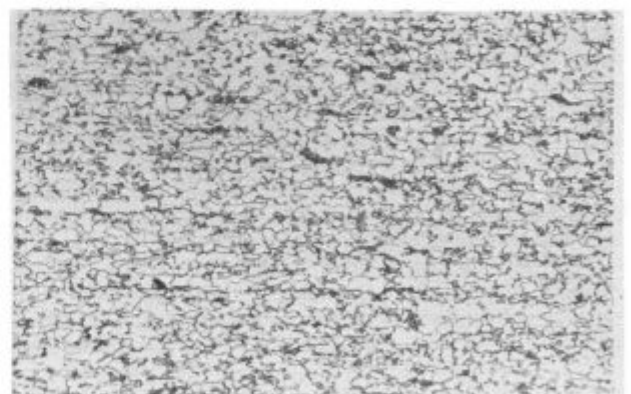
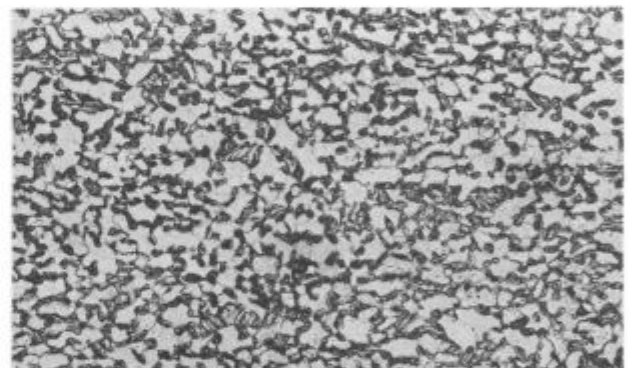
- vodo
- olje
- zračni tok in
- mirujoči zrak.

Jeklo Dual 1 ima visoka C in Si in se delno transformira že pri 760°. Pri 780 in 800° pa pridobi previsoke trdote. Jeklo Dual 2 ima sicer nižji C, vendar preveč Si, zato se transformacija prične precej višje. Trdote so tudi precej visoke, ker Si močno utrjuje ferit.

Jekli Dual 3 in Dual 4 imata optimalni sestavni in najbolj ustrezne trdote pri 780°C. Razlika med hitrim in počasnejšim hlajenjem ni velika.

4. Mehanske lastnosti

Iz trakov vseh štirih talin smo izdelali vzdolžne preizkušance in izvedli natezne preizkuse. Vzorci so bili v valjanem stanju, normaliziranem in medkritično žarjenih stanjih pri dveh ali treh temperaturah, pri vsaki temperaturi z dvema skrajnima hitrostma ohlajanja — v vodi in na mirujočem zraku. Rezultati so navedeni v tabeli 3.



Slika 1:

Zgoraj: Talina Dual 1, medkritično žarjeno na 800°, hlajeno v vodi

Spodaj: Talina Dual 2, medkritično žarjeno na 780°, hlajeno z zračnim tokom

Jeklo Dual 1 z visokima C in Si je po vseh medkritičnih žarjenjih pretrdo, premajhne ima tudi raztezke. Jeklo Dual 2 ima sicer primerne natezne trdnosti, vendar precej visoke meje plastičnosti, kar lahko povzroča težave pri izdelavi izdelkov s hladnim deformiranjem.

Najbolj primerne lastnosti imata jekli Dual 3 in 4. Ustrezne meje plastičnosti in trdnosti dosežeta že pri 750°, še boljše pa pri 780°C. Povprečne vrednosti meje plastičnosti so okoli 375 N/mm², kar naj bi bilo za dualna jekla normalno. Obstoji pa razlika med vzorci, ki so bili hlajeni v vodi, in hlajenimi na mirujočem zraku — prvi imajo mejo plastičnosti okoli 415 N/mm², drugi pa okoli 340 N/mm². Pri natezni trdnosti je to razmerje 640:585 N/mm². Pri toplotni obdelavi trakov v proizvodnji bo torej treba pospešiti hlajenje traku z zračnim tokom.

5. Strukture jekel

Strukture dualnih jekel sestojijo iz ferita in martenzita. Koliko je ene ali druge strukturne faze, je odvisno predvsem od količine ogljika v jeklu in temperature medkritičnega žarjenja.

Na sliki 1 sta prikazani dve značilni strukturi; jeklo Dual 2 s preveč ogljika in zato tudi preveč martenzita v strukturi, in jeklo Dual 3 z optimalno strukturo.

C. SKLEPI

Osnovni motiv raziskave ni bil kopirati nekatere znane sestave dualnih jekel iz svetovne literature in teh-

nologije, temveč priti do preprostega dualnega jekla po sestavi, brez uvoznih surovin, vendar do jekla z lastnostmi, ki bi zadovoljilo naše potrebe. Dualna jekla imajo namreč take lastnosti, ki jih bo naša bodoča tehnologija težko zanemarila. To so bile v nekem smislu preliminarne preiskave, ki naj bi pokazale smer, v kateri naj bi začeli industrijske ali vsaj polindustrijske preiskave. Preiskave smo izvedli z jekli iz domačih surovin: C, Si, Mn, Cr, event. Al, Ce in s tehnologijo, ki je pri nas možna. Ugotovili smo, da je proizvodnja dualnih jekel pri nas možna z legurami, ki jih imamo na razpolago, in s tehnologijo, ki nam to omogoča.

Predlagamo, da se izvede polindustrijski preizkus proizvodnje dualnega jekla v naslednjih razmerah:

Jeklo naj bi imelo naslednjo okvirno sestavo:

0,03 — 0,05 % C

0,80 — 1,0 % Si

1,40 — 1,60 % Mn

0,40 — 0,60 % Cr

(+ Al in za kontrolo oblike vključkov eventualno še dodatek Ce).

Jeklo naj se normalno izvalja (Blumming, Steckel), površinsko obdela, kot je normalno pred hladnim valjanjem, nato pa interkritično žari na dinamo liniji pri 760–780°C s hitrostjo, da bo trak le nekaj minut na ustrezni temperaturi. Zaželeno je pospešeno zračno hlajenje pri izhodu iz peči, posebno če bo debelina traku presežala 2,5 mm.

ZUSAMMENFASSUNG

Das Grundmotiv dieser Forschungsarbeit war nicht einige aus der Fachliteratur bekannten Dualstähle zu kopieren, sondern zu einem der Zusammensetzung nach einfachem Dualstahl zu kommen ohne Importlegierungen jedoch zu einem Stahl mit den Eigenschaften die unseren Bedürfnissen entsprechen würden. Die Dualstähle haben nämlich solche Eigenschaften, dass diese von unserer zukünftigen Technologie nicht vernachlässigt werden dürften. Das waren im wahren Sinne Vorversuche, die die Richtung zeigen sollten in welcher die industriellen oder wenigstens halbindustriellen Versuche führen sollten. Die Untersuchungen sind an aus einheimischen Rohstoffen: C, Si, Mn, Cr, Al, Ce erzeugten Stählen und der Technologie die bei uns ohne weiters möglich ist durchgeführt worden. Die Möglichkeit der Herstellung der Dual Stähle auf

der einheimischen Basis ist durch diese Untersuchungen auch bestätigt worden.

Es wird vorgeschlagen einen halbindustriellen Versuch der Erzeugung des Dualstahles mit folgender Zusammensetzung durchzuführen: C 0,03–0,05 %, Si 0,80–1,0 %, Mn 1,4–1,6 %, Cr 0,40–0,60 %, Al und Ce zur Einschlussbeeinflussung.

Der Stahl sollte normal zu Band verwalzt werden und danach kontinuierlich bei 760–780°C interkritisch gegläht, mit einer Geschwindigkeit so, dass der Band nur einige Minuten der entsprechenden Temperatur ausgesetzt wird.

Erwünscht ist eine beschleunigte Luftkühlung beim Austritt aus dem Ofen, besonders bei einer Banddicke grösser als 2,5 mm.

SUMMARY

The basic motive of the research was not to copy some known compositions of dual steel from the literature and the technologies of manufacturing, but to make a simple dual steel of such a composition that no raw materials need to be imported, but its properties should satisfy domestic demands. Dual steels has namely such properties that our future technology will hardly neglect them. Thus in some extent preliminary tests were made to show the direction of industrial or at least pilot-plant tests. The investigations were made with steel manufactured of domestic raw materials: C, Si, Mn, Cr, event. Al, Ce, and according to the technology which can be without problems applied with us, the findings confirmed that manufactur-

ing dual steel is possible with available alloys and technology. Thus the proposal is made for a pilot-plant test to manufacture dual steel with the following approximate composition: 0,03 to 0,05 % C, 0,80 to 1,0 % Si, 1,40 to 1,60 % Mn, 0,40 to 0,60 % Cr (+ Al, and eventually still addition of Ce to control the shape of inclusions). The steel should be normally rolled (blooming, Steckel), surface treated as it is usual before the cold rolling, then intercritically annealed on the dynamo line at 760 to 780°C with such a rate that the strip will be only few minutes at the corresponding temperature. Speeded air cooling at the furnace exit is desired especially if the strip thickness exceeds 2.5 mm.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основной мотив исследования не был в копировании некоторых содержаний дуальных сталей известных из мировой литературы и технологии, а получить по составу обыкновенную дуальную сталь, без импортного сырья, но сталь с свойствами, которые бы удовлетворяли нашим требованиям. Дуальные стали именно имеют такие свойства, которые наша будущая технология едва ли могла пренебречь. Это были в некотором смысле предварительные исследования, которые бы указали направление, в котором бы надо начать промышленные, или же, хотя, полупромышленные исследования.

Исследования выполнялись с сталями изготовленные из домашнего сырья, имея в виду элементы: C, Si, Mn, Cr, также Al, Se и с технологией, которая в нашей практики вполне возможна. Установили, что производство дуальных сталей возможна с сплавами, которые мы имеем в распоряжении и с технологией, которая дает возможность выполнения производства этих сталей.

Автор работы предложил выполнить полупромышленное производство дуальной стали в следующих отношениях состава:

C	... 0,03—0,05 %
Si	... 0,80—1,00 %
Mn	... 1,40—1,60 %
Cr	... 0,40—0,60 %

(*Al и для проверки формы включений также добавки Se).

Прокатка стали пусть выполняется нормальным способом (блюминг, стан Стеккеля), поверхностно обработается, как это нормально требуется перед холодной прокаткой, и после этого подвергается межкристаллическому обжигу на динамической линии при 760—780°C, с быстротой, чтобы лента была на соответствующей темп-ре лишь несколько минут. Желательно, чтобы воздушное охлаждение проката при выходе из печи велось ускоренно, в особенности, если толщина ленты превышала 2,5 мм.

Raziskovalno delo na področju optimiranja proizvodnje nerjavnih, ognjeobstojnih in kemično obstojnih jekel

UDK: 669.15-194.56:669.187.2

ASM/SLA: SS, R1h, W18S

N. Smajič



V tehnološko razvitih zahodnih deželah so že v letih 1968—1970 opustili klasični postopek izdelave teh jekel v EOP in ga nadomestili s sodobnimi dupleks postopki EOP-VOD, EOP-AOD in LD-AOD. V slovenskih železarnah pa smo opustili klasični postopek šele leta 1984, ko smo začeli s poskusno proizvodnjo teh jekel po novem EOP-VOD postopku. Uspešno raziskovalno delo na področju optimiranja klasičnega postopka pa smo zaključili leta 1980 in smo ravno pravočasno, tj. že leta 1981 začeli z raziskavami, usmerjenimi na lažje uvajanje in optimiranje tega sodobnega postopka.

PREGLED DOSEDANJEGA RAZISKOVALNEGA DELA

Intenzivno raziskovalno delo na področju optimiranja proizvodnje visokolegiranih Cr in Cr-Ni nerjavnih, ognjeobstojnih in kemično obstojnih jekel z nizkim ogljikom poteka kontinuirno že od 1978. leta. V obdobju od 1978. do vključno 1980. leta smo se na Metalurškem inštitutu ukvarjali (1—3) z raziskavami na področju termodinamične analize sistema Fe-Cr-C-O in Fe-Cr-C-O-X (X=Si, Mn, Ni) v staljenem stanju, ki so imele namen izpopolnjevati klasični postopek izdelave nerjavnih jekel v naših železarnah. Leta 1981 smo začeli z raziskavami (4—6) novih, sodobnih postopkov, predvsem dupleks tehnologije EOP-VOD, da bi tako pripomogli k lažjemu osvajanju tega postopka v naših jeklarah. Obravnavali smo predvsem osnovne probleme tega postopka, to so:

- priprava taline za VOD,
- optimiranje obsega in poteka primarne oksidacije,
- optimiranje sekundarne, tj. vakuumske oksidacije,
- vpliv procesnih parametrov (intenzitete pihanja kisika, globine vakuuma, mešanja, itd.),
- vpliv začetnih pogojev, tj. temperature, mase in sestave taline,
- probleme časovnega usklajevanja dela EOP in VOD,
- probleme tehnološke usklajenosti dela EOP in VOD ter
- problem obrabe ognjeobstojne obloge VOD ponovce.

Pri tem delu smo razvili termodinamični model EOP-VOD postopka, na osnovi katerega smo nato izdelali računalniški program v HPL programskem jeziku, ki ga je razvila firma Hewlett-Packard. Program smo nato prevedli v BASIC in ga je danes mogoče neposredno uporabljati na mikračunalnikih, ki so zgrajeni na

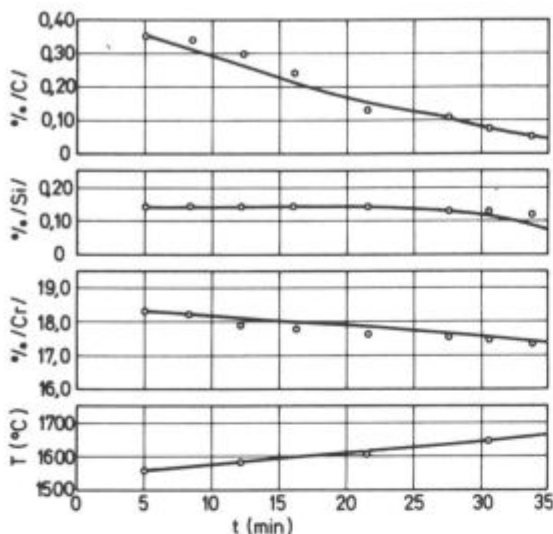
osnovi procesorja Z80 npr. Sinclair Spectrum. Za delo z mini računalniki, ki imajo BASIC prevajalnik, so potrebne manjše spremembe programa. Program zagotavlja:

- minimalno možno vsebnost Si na koncu primarne oksidacije,
- minimalno oksidacijo Cr v EOP,
- minimalno porabo reductentov za redukcijo žlindre,
- kontrolo temperature taline, tako da ne presežemo vnaprej nastavljeno vrednost in
- zmerno porabo ognjeobstojne obloge v EOP in VOD.

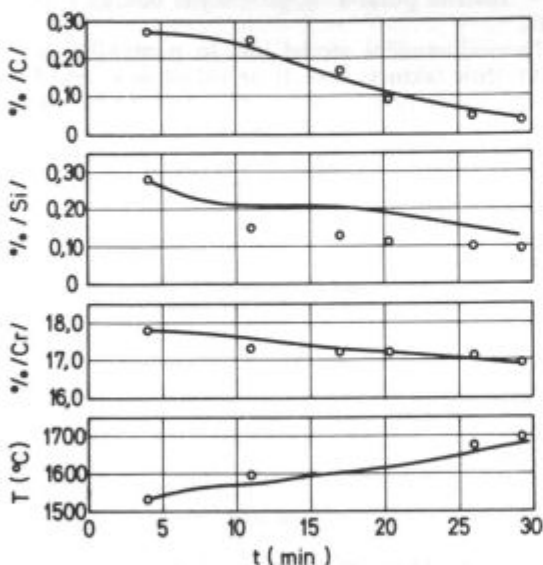
Termodinamični model ima to pomanjkljivost, da ne vključuje faktorja časa, tj. ne vključuje kinetike ter je zato statičnega tipa. Končno smo leta 1984 razvili matematični model MIS-VOD, ki vključuje tudi kinetiko. Model obravnava oksidacijsko fazo izdelave nerjavnih jekel po VOD postopku. Pred začetkom dela na razvoju modela so bile zastavljene naslednje zahteve:

- a) model mora omogočiti čimbolj popolno simulacijo dejanskega poteka vakuumske oksidacije;
- b) model mora biti izdelan tako, da omogoča izvajanje teoretičnih poskusov, tj. navidezno vodenje hipotetične šarže s poljubno izbranimi parametri začetnega stanja;
- c) model mora omogočiti analizo vpliva posameznih procesnih parametrov (intenziteta pihanja kisika, stopnja vakuuma, čas pihanja, itd.) in parametrov začetnega stanja (sestava taline, začetna temperatura, itd.) na končni rezultat, tj. na produktivnost in proizvodne stroške z namenom optimizacije proizvodnje nerjavnega jekla;
- d) model mora imeti lastnosti takoimenovanega ekspertnega sistema, tj. imeti mora vgrajeno teoretično znanje s področja metalurške termodinamike, kot tudi praktično znanje oz. izkušnje proizvajalcev nerjavnega jekla, da bi lahko pravočasno pomagal, svetoval in predlagal jeklarju — praktiku pravilne oz. optimalne ukrepe in tako omogočil »off line« vodenje procesa;
- e) V končni fazi izdelani model, kombiniran z uporabo računalnika in ustrezne avtomacijske oz. regulacijske in merilne opreme mora omogočiti računalniško t. im. »on line« vodenje procesa.

Računalniški program je izdelan v programskem jeziku BASIC. Model smo verificirali na ta način, da smo simulirali vodenje VOD oksidacije nerjavnega jekla 4 različnih šarž, za katere je bil potek oksidacije podrobno opisan v strokovni literaturi (9). Za verifikacijo modela namreč ne moremo uporabiti podatkov iz vsakdanje prakse, tj. iz šaržnih kartonov, ki vsebujejo le podatke na začetku ter na koncu vakuumske oksidacije. Še



Slika 1
Primerjava rezultatov modela (krivulje) in dejanskih rezultatov (točke) iz prakse (9) za 40-tonsko talino 18/10 z 1–1,5 % Mo.
Fig. 1
Comparison of results based on model (curve) and actual results (dots) from practice (9) for a 40 ton melt 18/10 with 1 to 1.5 % Mo.



Slika 2
Podobna primerjava za 41 tonsko talino jekla 18/9, ki je imelo napačno sestavo ob začetku vakuumiranja.
Fig. 2
Similar comparison as in Fig. 1 for a 41 ton melt of 18/9 steel which had incorrect composition at the beginning of vacuum processing.

tako dobro ujemanje končnih vrednosti namreč ne dokazuje, da model zares uspešno simulira celoten potek vakuumske oksidacije. Za zanesljivo oceno modela potrebujemo torej vmesne podatke, tj. meritve temperature in rezultate kemične analize vzorcev, vzeti npr. vsakih 5 minut med vakuumsko oksidacijo. V okviru doktorske disertacije (9) so bile izvedene take podrobne meritve. Sl. 1 kaže primerjavo rezultatov simulacije s pomočjo modela (krivulje) z dejanskimi rezultati, dose-

ženimi v Wittnu (9), ki so vrisani kot točke. Kot vidimo se rezultati modelnega poskusa presenetljivo dobro ujemajo z dejanskim potekom vakuumske oksidacije. Na sl. 2 vidimo podobno primerjavo za talino, ki je v začetku vakuumske oksidacije vsebovala 0,28 % Si in le 0,27 % C. V tem primeru je ujemanje nekoliko slabše, saj so izračunani rezultati za vmesne vsebnosti Si dosti višji. Razlika je nekoliko manjša in je na koncu oksidacije za prakso nepomembna. Seveda bo potrebno verificirati model v naših jeklarnah in ga prilagoditi različnim pogojem v Ravnah ter na Jesenicah. VOD napravi se namreč bistveno razlikujeta ne le po kapaciteti, temveč tudi v pogledu pihanja kisika in mešanja z argonom. Brez dvoma bo treba model še dodelati, vendar nam že sedaj omogoča simulacijo vodenja šarže in izvedbo modelnih poskusov, ki ustrezajo pogojem jeseniške naprave.

V zvezi z optimiranjem tehno-ekonomskih parametrov izdelave nerjavnih jekel smo raziskovali (10–14) možnosti substitucije uvoženega Ni z domačim FeNi ter uporabnost Fe koncentrata, ki je bil stranski produkt tovarne FENI – Kavadarci.

Pri tem smo z industrijskimi poskusi ugotovili in potrdili uporabnost domačega FeNi ter ga redno uporabljali v naših jeklarnah vse do ustavitve proizvodnje v Kavadarcih. Spremljali smo kvaliteto dobav, ugotovili, da je vsebnost oligoelementov minimalna, razen Co. Eden izmed rezultatov teh raziskav je tudi predlog (14), da se za izdelavo nerjavnih avstenitnih jekel 18/8 in 18/10 uporablja nizkoprocenčni FeNi (12–15 % Ni), namesto 40–45 %, ker bi s tem pri letni proizvodnji 30.000 ton teh jekel lahko prihranili od 2 do 2,5 milijona USA dolarjev! Le ena 70-tonska šarža nerjavne jekla danes stane nekaj milijard st. din., saj je le vrednost Ni v njej okoli 30.000–35.000 USA dolarjev. Omenimo naj še predlog (13) uporabe Fe koncentrata iz stranske proizvodnje FENI-Kavadarci. Ta vir zelo čiste Fe-substance, ki bi jo bilo možno vpihovati skupaj s kisikom med vakuumsko oksidacijo nerjavnih jekel, kar bi imelo naslednje prednosti:

— dobili bi dodatno in zelo čisto Fe substanco, — dobili bi dodaten in zelo cenen vir Cr in Ni; EOP bi lahko uporabljali le za taljenje vložka, medtem ko bi celotno oksidacijo lahko izvajali v VOD napravi, ker bi vpihovanje tega koncentrata omogočilo pospešeno oksidacijo (dodatni vir kisika!), ne da bi pri tem temperatura taline presegla 1700 °C zaradi hladilnega učinka endotermnih reakcij taljenja in redukcije oksidov. Tovarna v Kavadarcih je sicer avgusta 1984 ustavila proizvodnjo, vendar je v rudnem dvoru ca. 2.000.000 ton rude in nekaj sto ton tega koncentrata. Danes imamo na razpolago domači FeNi iz poskusne proizvodnje tovarne FERONIKL-KOSOVO. Na osnovi pridobljenih izkušenj s FeNi iz Kavadarcev je potrebno spremljati kvaliteto tega FeNi, posebno glede oligoelementov. Kar zadeva Co iz FeNi, proizvedenega v Kavadarcih, smo ugotovili postopno akumulacijo Co v nerjavnih jeklih, izdelanih s tem FeNi. Raziskave vpliva Co (14) na lastnosti tako izdelanih nerjavnih jekel so pokazale, da za sedaj ni bilo opaznih škodljivih posledic na mehanske lastnosti teh jekel. Rezultati vseh omenjenih raziskav so bili v obliki člankov, posterjev in predavanj (15–31) predstavljeni domači in tuji strokovni javnosti.

Literatura

1. Smajić, N., Termodinamična analiza sistema Fe-Cr-C-O, Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, N. 639, december 1978.

2. Smajić, N., Termodinamična analiza sistema Fe-Cr-C-O II. del, Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, N. 743, december 1979.
3. Smajić, N., Termodinamična analiza sistema Fe-Cr-C-O III. del, Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, N. 839, december 1980.
4. Smajić, N., Intenziviranje razogljčenja med vakuumsko oksidacijo nerjavnega jekla in vpliv na njegovo čistočo, Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, N. 81-001, december 1981.
5. Smajić, N., Intenziviranje razogljčenja med vakuumsko oksidacijo nerjavnega jekla in vpliv na njegovo čistočo, II. del, Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, N. 82-004, september 1982.
6. Smajić, N., Intenziviranje razogljčenja med vakuumsko oksidacijo nerjavnega jekla in vpliv na njegovo čistočo, III. del, Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, N. 83-002, september 1983.
7. N. Smajić, Problematika izdelave nerjavnih jekel po VOD postopku, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, nal. 84-006, 33 str., 1984.
8. Smajić, N., Dinamični model izdelave nerjavnih jekel po postopkih ponovne metalurgije, Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, N. 84-004, december 1984.
9. Otto, J., Dissertation, Fak. fuer Bergbau u. Huettenwesen, RWTH Aachen, Nov. 1975.
10. N. Smajić, J. Dolenc in A. Valant, Raziskave uporabnosti Fe koncentrata FENI — Kavadarci, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, N. 81-036, december 1981.
11. N. Smajić, Raziskava uporabnosti Fe koncentrata FENI-Kavadarci, II del, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, N. 964, december 1982.
12. N. Smajić, Raziskava uporabnosti Fe koncentrata FENI-Kavadarci, III del, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, N. 83-009, december 1983.
13. N. Smajić, M. Božikov in J. Šteblaj, Osvajanje uporabnosti domačega FeNi, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, N. 83-067, december 1983.
14. N. Smajić in M. Božikov, Vpliv oligoelementov v FeNi na lastnosti legiranih jekel, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, N. 84-012, september 1984.
15. N. Smajić, Termodinamika v proizvodnji nerjavnega jekla, Železarski zbornik, Jesenice, 1980 št. 1/2.
16. N. Smajić, Thermodynamics of Decarburization of Chromium Containing Steel Melts, Proceedings of 5th. CENIM — Madrid, October 1981.
17. N. Smajić, Termodinamične osnove proizvodnje nerjavnega jekla I. del, Železarski zbornik, Jesenice, 1983 št. 1.
18. N. Smajić, Termodinamične osnove proizvodnje nerjavnega jekla II. del, Železarski zbornik, Jesenice, 1983 št. 2.
19. N. Smajić, Optimizacija tehnologije izdelave nerjavnih, kemično obstojnih in ognje obstojnih jekel, Zbornik srečanja jeklarjev, Železarna Ravne, Ravne na Koroškem, sept. 1983.
20. N. Smajić, Termodinamična analiza sistema Fe-Cr-C-Si u staljenom stanju, Zbornik III. Jugoslovenskega simpozijuma o metalurgiji, Beograd, 18.—20. jan. 1984.
21. N. Smajić, Pomen in vloga silicija pri izdelavi nerjavnega jekla I. del, Železarski zbornik, Jesenice, 1984 št. 3, str. 75—79.
22. N. Smajić, Pomen in vloga silicija pri izdelavi nerjavnega jekla II. del, Železarski zbornik, Jesenice, 1985 št. 1.
23. N. Smajić, Optimiranje EOP-VOD postopka proizvodnje nerjavnih jekel, Železarski zbornik, Jesenice, (v tisku).
24. N. Smajić, Thermal Diffusivity of AISI 304 Steel, Proceedings of 9th ETPC, UMIST, Manchester, September 1984.
25. N. Smajić, Aplikacija termodinamičnih zakonitosti pri izdelavi nerjavnega jekla, XXVII. Posvetovanje strokovnjakov črne in barvne metalurgije ter livarstva Slovenije, Portorož 1980.
26. N. Smajić, Osnove proizvodnje nerjavnega jekla, predavanja v TOZD Jeklarna, Železarna Jesenice, februarja 1981.
27. N. Smajić, Termodinamika in ponovna metalurgija, XXIX. Posvetovanje strokovnjakov črne in barvne metalurgije ter livarstva Slovenije, Portorož 1981.
28. N. Smajić, Savremena dostignuća u proizvodnji nehrdjajućih čelika, Savetovanje čeličanaca OUCMJ, Hercegnovi, 3—5 nov. 1982.
29. N. Smajić, Pomen in vloga silicija v VOD tehnologiji, XXXII. Posvetovanje strokovnjakov črne in barvne metalurgije ter livarstva Slovenije, Portorož 1983.
30. N. Smajić, Optimierungsmöglichkeiten bei der Herstellung Rostfreie Staehle nach VOD Verfahren, I. Kolloquium Die probleme der Sekundaer-Metallurgie in der Stahlproduktion Balaton, April 1985.
31. N. Smajić, Mathematical Model for EAF-VOD Stainless Steelmaking, Proceedings of 6th CENIM, Madrid 1985.

ZUSAMMENFASSUNG

Eine Übersicht über die bisherige Forschungsarbeit auf dem Gebiet der Optimierung des konventionellen (LBO) und des jezeitlichen Duplexverfahrens (LBO—VOD) der Produktion von nichtrostenden Stählen wird gegeben. Umfangreiche Untersuchungen, welche neben der thermodynamischen Analyse des Systems Fe—Cr—C—O—X (X=Si, Mn, Ni) im geschmolzenen Stahl, auch Versuche der Anwendbarkeit von

einheimischen FeNi so wie Untersuchungen über Einfluss von Co aus dem einheimischen FeNi auf die mechanischen Eigenschaften von nichtrostenden Stählen umfassen, sind durchgeführt worden. Diese Untersuchungen umfassen auch die Ausarbeitung des thermodynamischen und mathematischen Modelles für die Modelluntersuchungen bzw. für die Simulation des LBO—VOD Verfahrens.

SUMMARY

Review of the research till now is given for the field of optimising standard (electric arc furnace), and modern duplex (arc furnace — VOD) process of manufacturing stainless steel. Extensive investigations were made which beside the thermodynamic analysis of the Fe-Cr-C-O-X (X = Si, Mn, Ni) system in the molten state include also tests to use domestic FeNi, in-

vestigations on influence of Co from domestic FeNi on mechanical properties of stainless austenitic steel, and the making of thermodynamic and mathematical model which enables model tests, i. e. the simulation of the arc furnace — VOD process.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Подан обзор до сих пор исследовательской работы в области оптимизации классического (EOP) и современного дуплекс (EOP-VOD) способов производства нержавеющей стали. Выполнены обширные исследования, которые кроме термодинамического анализа системы Fe-Cr-C-O-X (X = Si, Mn, Ni) в расплавленном состоянии содержат также опыты о употребительности домашнего FeNi — спла-

ва, о влиянии Co из домашнего FeNi — сплава на механические свойства нержавеющей аустенитных сталей, также изготовления термодинамического и математического модели, который даст возможность для выполнения модельных опытов т. е. симуляции (моделирования) EOP-VOD способа.

Kontrola regulacije razmernika zraka z uporabo kisikove sonde

Glogovac B., Kolenko T., Koroušič B., Rus F.

UDK: 621.78.019.2

ASM/SLA: W27n



Eden od učinkovitih načinov za racionalno porabo primarne energije je optimizacija regulacije razmernika zraka. Razmernik zraka je odnos med dejansko porabljeno količino zraka in teoretično potrebno količino za popolno zgorevanje goriva. Vsako odstopanje razmernika zraka od optimalne vrednosti pomeni izgubo primarne energije oziroma neopravičeno visoko specifično porabo. Vedno strožje zahteve po racionalni porabi primarne energije je možno doseči samo, če sta dovolj razvita tehnika merjenja in sistem testiranja.

1. MERJENJE PRETOKA PLINA IN ZRAKA

Za računalniško kontrolo in vodenje procesa so potrebne informacije o procesu. Te informacije dobimo v obliki merilnih signalov. Pri fizikalnih veličinah, ki jih ne moremo meriti direktno, uporabljamo indirektno metode, ki bazirajo na funkcionalni matematični povezavi med veličino, ki jo želimo meriti, in veličino, ki je meritvi dostopna. V primeru merjenja količine plina in zraka v večini primerov računamo pretok iz merjene vrednosti diferenčnega tlaka Δp na merilnih zaslonkah po enačbi:

$$V_n = 0,39986 \cdot \alpha \cdot m \cdot D^2 \cdot \sqrt{\frac{\Delta p}{\rho_n}} \cdot k_i \cdot k_p \cdot k_f \quad (1)$$

v enačbi (1) je:

D premer cevi (cm)

Δp – diferenčni tlak na merilni zaslonki (Pa)

$$k_i = \sqrt{\frac{T_n}{T}}, \quad k_p = \sqrt{\frac{p}{p_n}}$$

$$k_f = \frac{1}{\sqrt{1 + \frac{f}{0,804 + f} \cdot \frac{0,804}{\rho_n} - 1}}$$

α – pretočno število

m – razmerje presekov zaslonke in cevi

T – temperatura (K)

n – indeks za normalne pogoje ($1,013 \cdot 10^5$ Pa, 273 K)

V_n – pretok v normalnih pogojih (m^3/h)

ρ_n – gostota plina ali zraka (kg/m^3)

f – vlaga v plinu ali zraku (kg/m^3)

Znano je, da se parametri, za katere je izračunana merilna zaslonka, spreminjajo in da večina meritev pretoka plina in zraka nima vrednostno izmerjene avtomatske korekcije, glede na spremembe tlaka, temperature, vlažnosti in gostote medija. Zato je potrebna dodatna kontrola razmernika zraka preko analize dimnih plinov.

V praksi se pogosto zadovoljimo z merjenjem ene ali dveh komponent (CO_2 , CO ali O_2) in iz teh vrednosti ocenjujemo pogoje zgorevanja in delovanja regulacije. Pri analizi dimnih plinov je v zadnjem času z razvojem ZrO_2 kisikove sonde dosežen velik napredek. Merjenje vpl. % O_2 lahko poteka brez odsesavanja vzorca plina z visoko natančnostjo in hitrim odzivom (< 1 sek).

2. IZRAČUN PARAMETROV ZGOREVANJA

2.1 Zgorevanje mazuta

Za izračun z matematičnim modelom zgorevanja je uporabljena naslednja sestava mazuta:

C = 84,00 %, H = 11,60 %, S = 0,80 %, pepel = 1,10 % in vlaga = 2,50 %.

Kurilnost mazuta, izračunana iz sestave, znaša:

Hsp = 42592,32 kJ/kg

Kisik, potreben za stehiometrično zgorevanje:

$O_n = 2,22 m^3/kg$

Zrak, potreben za stehiometrično zgorevanje:

$Z_n = 10,60 m^3/kg$

Minimalna količina dimnih plinov ($n = 1,0$):

$V_n = 11,30 m^3/kg$

Odvisnost vol. % O_2 v dimnih plinih od razmernika zraka je prikazana na sl. 1

2.2 Zgorevanje zemeljskega plina

Za izračun z matematičnim modelom zgorevanja je uporabljena naslednja sestava zemeljskega plina:

$CH_4 = 93,54$ %, $C_2H_6 = 2,82$ %,

$C_3H_8 = 0,76$ %, $C_4H_{10} = 0,25$ %,

$C_5H_{12} = 0,07$ %, $C_6H_{14} = 0,05$ %,

$N_2 = 2,21$ %, $CO_2 = 0,30$ %.

Iz dane sestave izračunana kurilnost plina znaša:

Hsp = 36499,62 kJ/ m^3 (V_n).

Kisik, potreben za stehiometrično zgorevanje:

$O_n = 2,03 m^3/m^3$

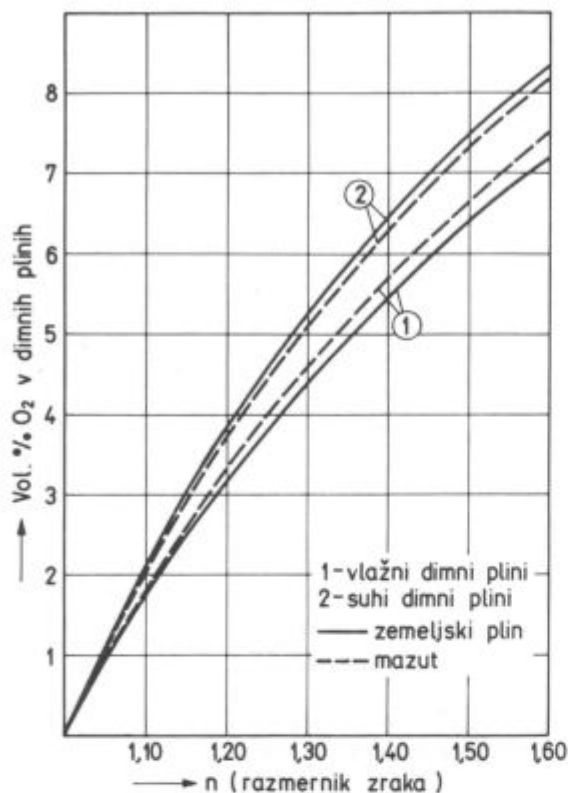
Zrak, potreben za stehiometrično zgorevanje:

$Z_n = 9,73 m^3/m^3$

Minimalna količina dimnih plinov pri stehiometričnem zgorevanju:

$V_n = 10,89 m^3/m^3$

Odvisnost vol. % O_2 v dimnih plinih od razmernika zraka je prikazana na sl. 1



Slika 1
 Odvisnost vol. % O₂ v dimnih plinih od razmernika zraka za podane sestave zemeljskega plina in mazuta
 Fig. 1
 Relationship between the volum. % of oxygen in flue gases and the air ratio for given compositions of natural gas and heavy fuel oil.

3. OPIS METODE MERJENJA KISIKA V DIMNIH PLINI

Pri visokih temperaturah v cirkonovem oksidu, ki je stabiliziran s CaO, zaradi vrzeli v kisikovi podreži nastopa velika mobilnost ionov. Pod vplivom temperature se pozicije praznih mest lahko spremenijo od ene do druge točke mreže, kljub temu da statistično ostajajo v istem razmerju. Če ima trdni elektrolit sorazmerno majhno debelino (reda velikosti nekaj mm) in če je obkrožen z dvema plinskima medijema različnih koncentracij kisika, se zasedba prostega mesta na strani z večjo koncentracijo kisika kompenzira z izstopanjem kisika na nasprotni strani (sl. 2). Tako nastopa tok ionov kisika. Če na obeh straneh trdnega elektrolita uporabimo dve elektrodi, dobimo diferenco potenciala. Na sl. 2 je prikazana shema kisikove sonde. Cev iz stabiliziranega ZrO₂ oksida ima dve elektrodi iz porozne platine. Zunanja elektroda je v kontaktu s plinom, ki ga kontroliramo skozi odprtino v zaščitni cevi. Notranja elektroda je v kontaktu z zrakom, ki ima 20,9 % O₂. Med elektrodami nastane potencial:

$$E = \frac{RT}{zF} \ln \left(\frac{p_{O_2}'}{p_{O_2}''} \right) \quad (2)$$

V enačbi (2) pomenijo:

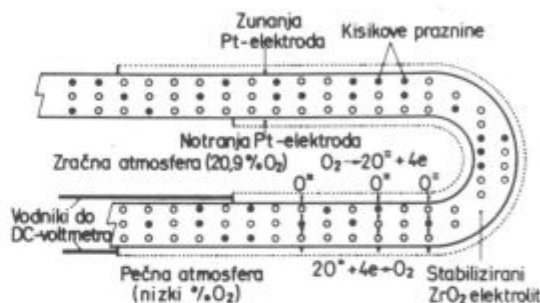
- E — elektromotorska napetost (V)
- F — Faradayeva konstanta (J/mol K)

- R — plinska konstanta (J/mol K)
- T — absolutna temperatura (K)
- z — število elektronov (O₂ + 4e = 2 O²⁻, z = 4)
- p_{O₂'} — parcialni tlak kisika referenčne elektrode (za zrak p_{O₂'} = 0,209 bar)
- p_{O₂''} — parcialni tlak kisika, ki ga merimo (bar)

Kot referenčni plin se pri meritvah kisika v dimnih plinih uporablja zrak. Tako dobimo odvisnost med E, T in p_{O₂'}:

$$E = 0,0496 \cdot T \cdot \log \left(\frac{0,209}{p_{O_2}'} \right) \quad (3)$$

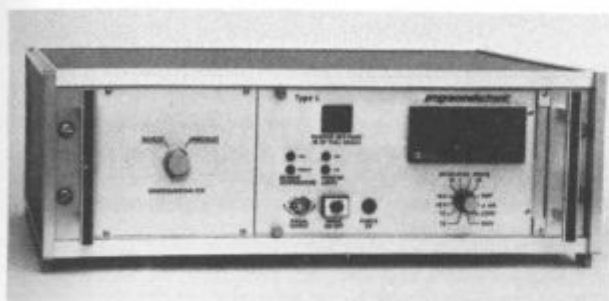
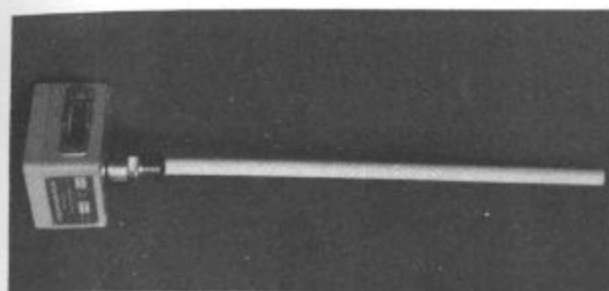
$$\log p_{O_2}' = -0,679 - 20,167 \frac{E}{T} \quad (4)$$



Slika 2
 Shema kisikove sonde
 Fig. 2
 Scheme of oxygen probe.

4. REZULTATI MERITEV

Meritve smo izvajali z visokotemperaturno plinsko kisikovo sondo, firme »Programmelectronic«, ki je prikazana na sl. 3. Sonda se vgradi direktno v peč, tako da je merilna celica iz stabiliziranega ZrO₂ oksida v stalnem kontaktu z atmosfero peči in ni potrebno odsesavanje vzorca plina. Tako sonda meri vol. % O₂ v vlažnih dimnih plinih pri dejanskih pogojih v peči. Skupaj z merilno celico je v sondo vgrajen termoelement PtRh-Pt, ki v povezavi z mikroprocesorjem omogoča izračun trenutne vrednosti kisika v dimnih plinih po enačbi 4. Slaba stran sonde je občutljivost na termične šoke in zahteve po dobri izolaciji priključne glave na merilnem mestu v steni peči. Zaradi visoke točnosti in hitrega odziva izmerjene vrednosti se je sonda pokazala zelo uporabna za kontrolo delovanja regulacije. Primer uporabe sonde v ogrevni coni valjarniške peči z dviznimi mizami pri storilnosti peči ca. 18 t/h kaže sl. 4. Na sliki so prikazane registrirane vrednosti temperature sonde v K in vol. % O₂ v vlažnih dimnih plinih. Iz rezultatov meritev je razvidno, da je v tem primeru pri spreminjanju toplotne obremenitve cone (Q) regulacija deluje nestabilno. V kratkih časovnih intervalih se pri spremembah porabe plina poruši razmerje zrak/plin, kar ima lahko številne negativne posledice. Z izračuni in rezultati meritev smo ugotovili, da je v tem primeru glede na tlačne razmere potrebno uskladiti pretočne karakteristike loput v zračnem in plinskem vodu. Na sl. 5 je prikazan primer delovanja regulacije razmernika zraka v ogrevni coni podobne peči, ko so dimenzije loput in pretočne karakteristike glede na tlačne razmere medijev dobro izbrane. Nestabilnosti v sistemu regulacije ni. V nobenem primeru se ne pojavlja reduktivna atmosfera in dolg plamen,

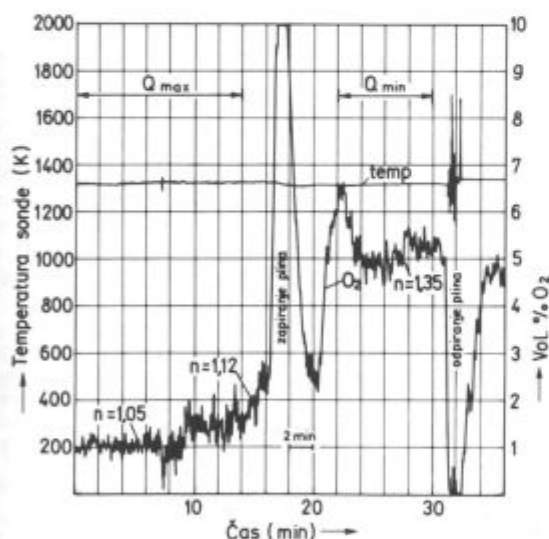


Slika 3

Kisikova sonda za meritve v temperaturnem področju 900–1500 °C

Fig. 3

Oxygen probe for measurements in the 900 to 1500 °C interval.



Slika 4

Rezultati meritev vol. % O₂ v ogrevni coni pri ogrevanju z zemeljskim plinom

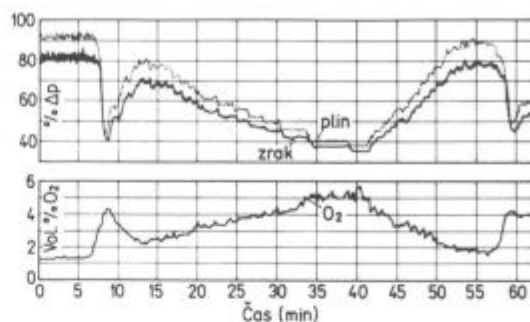
Fig. 4

Results of measurements of volum. % of oxygen in the heating zone at heating with natural gas.

tako da pri tej stabilni regulaciji ni nevarnosti za poškodbo sonde. Problemi pri regulaciji razmernika zraka se pojavljajo pri starih pečeh z neurejeno regulacijo tlaka v peči, pri zmanjšani toplotni obremenitvi cone, ko vsebnost kisika v dimnih plinih narašča zaradi podtlaka v peči in nasesavanja sekundarnega zraka. Z ureditvijo funkcionalnosti in pretočnih karakteristik zasnov oziroma loput na strani dimnih plinov je potrebno z avto-

matsko regulacijo zagotoviti v nivoju vložka vsaj minimalni nadtlak v peči 0,05 mbar.

Razen drugih številnih prednosti regulacije vleka dimnih plinov je to tudi pogoj za uspešno uporabo kisikove sonde pri kontroli delovanja regulacije razmernika zraka.



Slika 5

Rezultati meritev vol. % O₂ v ogrevni coni in Δp na merilnih zaslonkah (20 % ... O Pa, 100 % ... 980,67 Pa)

Fig. 5

Results of measurements of volum. % of oxygen in the heating zone, and Δp on measuring orifices (20 % ... O Pa, 100 % ... 980,67 Pa).

5. ZAKLJUČKI

Z matematičnim modelom zgorevanja in z rezultati meritev vol. % O₂ v vlažnih dimnih plinih z visokotemperaturno plinsko kisikovo sondo na bazi stabiliziranega cirkonovega oksida je analizirano delovanje regulacije razmernika zraka na valjarniških ogrevnih pečeh. Pokazalo se je, da kontinuirna meritev vsebnosti kisika v dimnih plinih s hitrim odzivom pomeni velik napredek v optimizaciji regulacije razmernika zraka. Pri maksimalni toplotni obremenitvi peči, ko je v peči nadtlak, lahko na podlagi meritev vsebnosti kisika v dimnih plinih in rezultatov izračuna parametrov zgorevanja z matematičnim modelom določimo dejanski razmernik zraka na gorilniku in kontroliramo natančnost meritev pretokov plina in zraka. Rezultati meritev kažejo, da je v tej fazi ogrevanja zgorevanje zemeljskega plina oziroma mešanice zemeljski plin-zrak potekalo z razmernikom zraka, ki je zelo blizu optimalni vrednosti glede na porabo energije. V večini primerov pri starih pečeh nastopajo problemi v regulaciji razmernika zraka pri minimalni toplotni obremenitvi peči. Zaradi podtlaka v peči pride do nasesavanja sekundarnega zraka in sonda registrira skupni kisik, ki je večji od realnega. Za pravilno interpretacijo rezultatov meritev s kisikovo sondo, pri kontroli in korekciji regulacije razmernika zraka je potrebno z avtomatsko regulacijo vleka dimnih plinov zagotoviti vsaj minimalni nadtlak v peči v vseh fazah ogrevanja vložka.

Literatura

1. Koroušič B., Glogovac B.: Kontrola plinske atmosfere z direktnim merjenjem parcialnega tlaka kisika s kisikovo sondo, Rudarsko metalurški zbornik, vol. 26, št. 1 (1979), 49–58
2. Kolenko T., Glogovac B., Strah J., Miklavc M.: Analiza ogrevanja Ofag peči, kurjene s plinskim gorivom, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, 1983

3. Woelk G., Uetz G.: Führung von Wärmeanlagen mit Prozessrechnern Gas wärme international 33 (1984) Heft 6/7, 322—326
4. Glogovac B., Koroušič B., Jagodic A., Kolenko T. Rus F., Šranc J., Logar V., Veber Z.: Aplikacija plinske kisikove sonde na kontrolo procesa zgorevanja v pečeh, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, 1983
5. Glogovac B., Hribar K., Kolenko T., Finžgar D., Sekloča P., Tolar R.: Možnosti izboljšanja regulacije zgorevanja na podajalni peči, Poročilo Met. inštituta v Ljubljani, 1984

ZUSAMMENFASSUNG

Mit der Einführung der Hochtemperatursauerstoffmesssonde auf der Basis von Stabilisiertem Zirkonoxid (ZrO_2) in das System der Kontrolle der wärmetechnischen Prozesse ist ein grosser Fortschritt erreicht worden. Die Möglichkeit der kontinuierlichen Messung des Sauerstoffvolumenanteiles in feuchten Abgasen ohne Absaugung von Gasproben und mit der Erwidern in realer Zeit macht eine gute Kontrolle der

Wirkung der Regelung des Luftverhältnisses möglich. Die Messungen haben sehr nützliche Informationen über die Wirkung des Regelungssystemes bei verschiedenen Phasen des Erwärmungsprozesses ergeben. Bei niedrigen Wärmebeanspruchungen des Ofens hat sich eine Optimierung der Wirkung der automatischen Ofenraum- Druckregelung als nötig erwiesen.

SUMMARY

Introduction of high-temperature oxygen probe with stabilized zirconia into the system of controlling thermal processes represents a great step forward. Availability of continuous measurements of volume percentage of oxygen in wet flue gases without sucking the gas samples and with in the response in real time enables the quality control of air-ratio re-

gulation. The measurements gave useful informations on the operation of the regulation system in various phases of heating. At low thermal loads of the furnace a need appeared to optimize the operation of automatic regulation of pressure in the furnace.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С введением высокотемпературного кислородного зонда на базе стабилизированного циркониевого окиса (ZrO_2) в систем контролї тепловых технических процессов достигнут значительный прогресс.

Имеющие в распоряжении непрерывные объёмные измерения % O_2 в влажных дымовых газах без отсасывания образца газа и при возвращении в реальном времени позво-

ляют выполнить качественную проверку действия соотношения воздуха. Измерения дали полезные информации о действии система регулировки в различных фазах нагрева.

При низких тепловых нагрузках печи оказалась необходимость оптимизации действия автоматической регулировки давления печи.

Popustna krhkost utopnega jekla

UDK: 669.15'26'28'292-194:621.789

ASM/SLA: TS, Q26s, N8a

B. Ule, F. Vodopivec, A. Rodič



Raziskana je bila reverzibilna popustna krhkost utopnega jekla Č.4751 (Utop Mo 1), zaradi katere se jeklo lomi na intergranularen način.

Predlagane so bile spremembe v toplotni obdelavi tega jekla, da bi se zmanjšali škodljivi vplivi popustne krhkosti.

1. UVOD

Čeprav je glavni namen popuščenja po kaljenju zmanjšanje trdote in ustrezno povečanje žilavosti ter duktilnosti, pa v določenih pogojih prav popuščenje napravi jeklo krhko. V takšnih primerih govorimo o tako imenovani popustni krhkosti jekla.

Danes so znane štiri različne oblike popustne krhkosti, in sicer: krhkost popuščenga martenzita oziroma enostopenjska popustna krhkost, reverzibilna popustna krhkost, ireverzibilna visokotemperaturna popustna krhkost ter ne nazadnje še degradacija lastnosti jekla zaradi večkratnega popuščenja.

Od vseh naštetih oblik popustne krhkosti je najbolj raziskana reverzibilna popustna krhkost jekla, ki je posledica ravnotežnega segregiranja oligoelementov na mejah zrn ter s tem povezane dekohezije¹. Reverzibilna popustna krhkost jekla se manifestira s poslabšanjem žilavosti že pri le malo znižanih temperaturah s sočasno spremembo načina preloma od transkristalnega cepljenja k intergranularni frakturi, medtem ko ostaja jeklo pri običajnih oziroma nekoliko višjih temperaturah še naprej žilavo. Ostale mehanske lastnosti jekla ostajajo pri tem praviloma nespremenjene.

Jeklo Č.4751, namenjeno izdelavi kovaških orodij, je že dolgo let uporabljano utopno jeklo za delo v vročem iz prve generacije orodnih jekel. Pričakovali bi zato, da so lastnosti tega jekla dobro znane, pa vendar se na utopih občasno pojavlja krhki intergranularni lom. Takšen lom je lahko posledica precipitacije karbidov po mejah avstenitnih zrn med počasnim ohlajanjem s temperatur avstenitizacije² ali pa, kot kažejo opravljene preiskave, posledica popuščenja jekla v kritičnem temperaturnem območju.

2. TEORETIČNI DEL

Interkristalne segregacije ravnotežnega tipa nastajajo med izotermičnim žarjenjem. McLean³ je leta 1957 izpeljal teoretični izraz za določitev stacionarne koncentracije topljenca na kristalnih mejah. Sprejel je, da je v kristalni mreži zlitine N mrežnih mest s P atomi topljenca ter v neposredni okolici kristalnih mej nadaljnjih n mrežnih mest nepravilne geometrije s p atomi topljenca

v njih. Z uporabo statistične termodinamike je McLean izpeljal izraz za prosto energijo topljenca v obliki:

$$\Delta G = pe - PE - kT [\ln n! N! - \ln (n-p)! p! (N-P)! P!], \quad (1)$$

kjer sta e in E energiji atomov topljenca na meji oziroma v matriksu.

Iz zahteve po minimumu proste energije topljenca, ko ta ravnotežno segregira:

$$\frac{\partial \Delta G}{\partial p} = 0 \quad (2)$$

sledi:

$$\frac{p}{n-p} = \frac{P}{N-P} \exp \frac{E-e}{kT} \quad (3)$$

oziroma bolj splošno:

$$X_b \approx \frac{X_c}{1-X_c} \exp \frac{\Delta E}{kT} \quad (4)$$

kar je znana McLeanova enačba. Pri tem je X_b molski delež topljenca v monoplasti, X_c pa molski delež topljenca v matriksu. ΔE je molarna segregacija toplota topljenca na kristalnih mejah.

Ako sprejmemo, da je za lom s cepljenjem (cleavage fracture) delo γ potrebno za širjenje razpoke enako $2\gamma_s$, kjer je γ_s energija na enoto površine cepilne razpoke, potem za intergranularno razpoko, kjer se energija novo nastale površine delno zmanjša za energijo kristalne meje, velja:

$$\gamma = (2\gamma_s - \gamma_b), \quad (5)$$

pri čemer je γ_b energija na enoto površine kristalne meje.

Učinek segregirajočih elementov na člena γ_s in γ_b v enačbi (5) določa obseg pojavljanja krhkosti.

Ugotovljeno je, da interkristalne koncentracije topljenca s trajanjem žarjenja najprej hitro naraščajo, in sicer tem hitreje, čim višja je temperatura, kot to zahteva temperaturna odvisnost koeficienta volumske difuzije. Maksimalna stacionarna koncentracija topljenca na mejah, dosežena po daljšem času, pa je skladno z enačbo (4) nižja pri višjih temperaturah izotermičnega žarjenja.

Nastajanje opisanih ravnotežnih segregacij je reverzibilno. Z ogrevanjem pri višjih temperaturah jih odpravimo ter nato s ponovnim žarjenjem v kritičnem temperaturnem območju spet vzpostavimo.

V začetku šestdesetih let je bilo splošno znano, da ravnotežno segregiranje nekovinskih elementov iz IV A in V A skupine periodnega sistema P, Sb, Sn, Si, (As?)

na velikokotnih mejah ferita ob spremljajočem vplivu prehodnih kovin Cr, Mn, Ni in Mo povzročata nastanek reverzibilne popustne krhkosti jekla.

V nekaterih primerih se segregiranje oligoelementov »I« ter prehodnih kovin »M« medsebojno pospešuje, ako je interakcija M-I na kristalnih mejah prednostno privlačnostna, v primerjavi z interakcijo Fe-I. V primerih pa, ko je interakcija M-I močnejša, postane njen učinek opazen že v notranjosti zrn. Ta učinek je nasproten prej opisanemu, oligoelement ujame prehodno kovino že v matriksu, segregiranje pa se zmanjša. Na ta način lahko deloma pojasnimo koristen vpliv molibdena na zmanjšanje škodljivih učinkov popustne krhkosti jekla⁴.

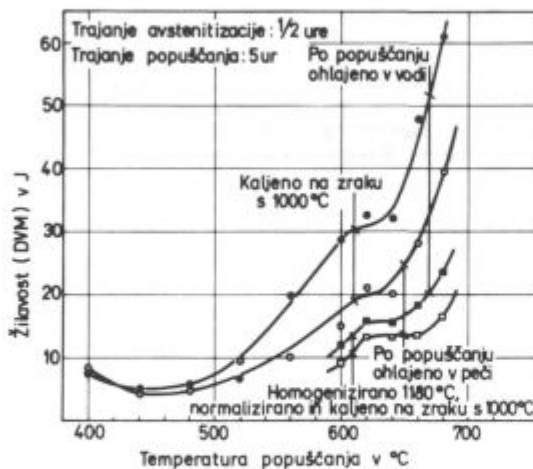
3. EKSPERIMENTALNI DEL

Kinetika popuščenja utopnega jekla ter vpliv parametrov toplotne obdelave na žilavost in prelom takšnega jekla z 0,4% C, 5 % Cr, 1,3 % Mo in 0,4 % V sta že bili raziskani⁵.

Ugotovljeno je bilo, da je proces raztapljanja karbidov v tem jeklu zelo hiter in že po eni uri žarjenja pri 1000°C se praktično celotna masa karbidov raztopi v avstenitu. Le del molibdena ostane vezan celo do 1200°C.

Iste raziskave so še pokazale, da parametri toplotne obdelave ne vplivajo na žilavost in trdoto tega jekla pri časih popuščenja do 6 ur in pri temperaturah popuščenja do 500°C. Nad to temperaturo pa je opaziti škodljiv vpliv povečane temperature kaljenja, trajanja avstenitizacije in trajanja popuščenja.

Mikromorfologijo preloma utopnega jekla s podobno sestavo je raziskal K. Rohmány s sodelavci⁶. Ugotovil je, da se intergranularni prelom pojavlja pri tem jeklu po kaljenju s 1100°C in popuščenju pri 600°C ter da so prelomne površine obogatene s P, S, Cr, V in Mo, medtem ko prisotnost izrazitega C-pika v Augerjevih spektrih dokazuje izločene karbide po kristalnih mejah. Romhány na vzorcih, kaljenih s 1040°C in popuščenih pri 600°C ni našel intergranularnega preloma, kar je v nasprotju tako z literaturnimi podatki⁷, kot tudi z rezultati naših preiskav.



Slika 1
Odpisnost med žilavostjo utopnega jekla in temperaturo popuščenja

Fig. 1
Relationship between the toughness of die steel and the tempering temperature.

Rezultati meritev žilavosti, ki smo jih opravili na utopnem jeklu Č.4751, so zbrani v diagramu na sliki 1. Ugotovimo lahko, da je žilavost jekla, ki je bilo po popuščenju ohlajeno v peči, bistveno slabša od žilavosti jekla, ki je bilo po popuščenju ohlajeno v vodi. Odvisnost žilavosti jekla od hitrosti ohlajanja po popuščenju smo zasledili v temperaturnem območju popuščenja nad 480°C. Pojav je značilen za jekla, ki so popustno krhka, poslabšanje žilavosti pri počasnem ohlajanju s temperaturo popuščenja pa je verjetno posledica izločanja terciarnega cementita na mejah zrn, ki so zaradi segregiranja oligoelementov že sicer oslajljene.

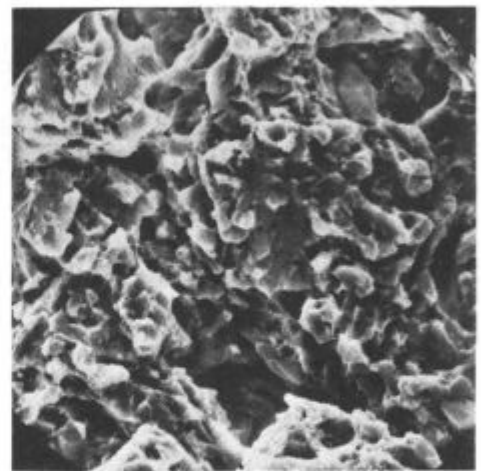
Evolucija žilavosti homogenizacijsko žarjenega in kaljenega jekla v odvisnosti od temperature popuščenja je podobna tisti le kaljenega jekla, vendar pa so žilavosti homogenizacijsko žarjenega jekla v splošnem znatno nižje.

Poslabšanje žilavosti homogenizacijsko žarjenega jekla je posledica naraslih zrn, ki so pri homogenizacijsko žarjenem, normaliziranem in nato kaljenem jeklu dosegla velikost 2 do 3 po ASTM, za razliko od jekla, ki ni bilo homogenizacijsko žarjeno in kjer je velikost zrn mnogo manjša, približno 6 po ASTM. Za prakso je ta ugotovitev manj pomembna, saj se homogenizacijsko žarjenje jekla izvrši pred kovanjem, med katerim jeklo rekristalizira. S homogenizacijskim žarjenjem smo želeli pri naših preiskavah zmanjšati stopnjo izcejanja, velika zrna pa so le neželjena posledica.

Minimum žilavosti pri 460°C je rezultat precipitacije karbidov M_7C_3 in M_2C v drobni disperzni obliki, kar poveča notranje napetosti v martenzitu, v katerem je še vedno visoka gostota dislokacij, značilna za kaljeno stanje⁷. Z višjo temperaturo popuščenja precipitirati zrastejo, izgube koherenco z osnovo, žilavost in deformabilnost jekla pa se poveča.

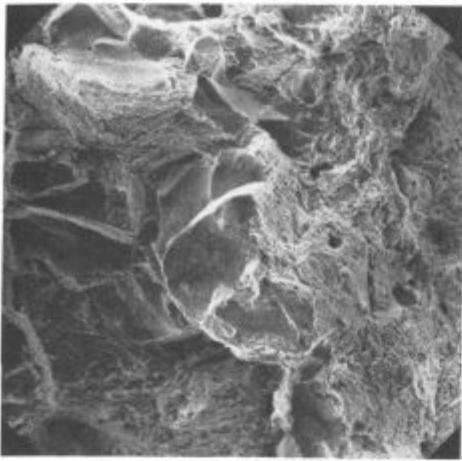
V temperaturnem območju 620 do 640°C zasledimo zastoj v pričakovani evoluciji žilavosti, ki je, kot bomo videli, posledica razvoja reverzibilne popustne krhkosti jekla.

Medtem ko je prelom jekla, kaljenega s 1000°C ter popuščenega pri 500°C, pretežno kvaziduktilen (slika 2), pa je prelom jekla, ki je bilo popuščeno pri 640°C ter po popuščenju ohlajeno v vodi, sestavljen iz duktil-



Slika 2
Prelom jekla, kaljenega s 1000°C na zraku in popuščenega pri 500°C 3000x

Fig. 2
Fracture surface of steel quenched from 1000°C in air and tempered at 500°C. Magn. 3000x.



Slika 3

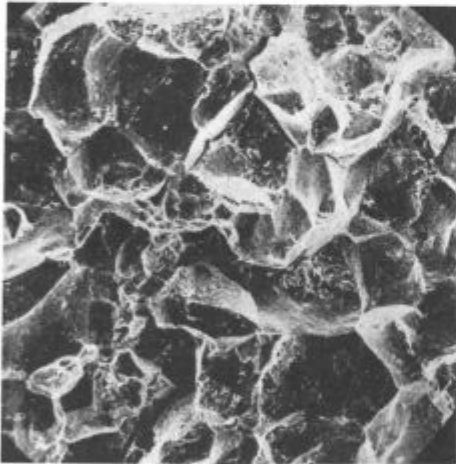
Prelom jekla, kaljenega s 1000°C na zraku, popuščene ga pri 640°C ter po popuščanju ohlajenega v vodi 300×

Fig. 3

Fracture surface of steel quenched from 1000°C in air, tempered at 640°C, and cooled in water after quenching. Magn. 300×

nih transkristalnih področij ter obsežnih področij intergranularne krhkosti (slika 3). Jeklo, popuščeno pri 690°C, ima skoraj neodvisno od načina ohlajanja po popuščanju prelom že povsem duktilen.

Intergranularna krhkost je zlasti močno razvita v jeklu, ki je bilo po popuščanju pri 640°C ohlajeno v peči, in v jeklu, ki je bilo pred kaljenjem homogenizirano ter je bilo zato grobozrnato (slika 4).



Slika 4

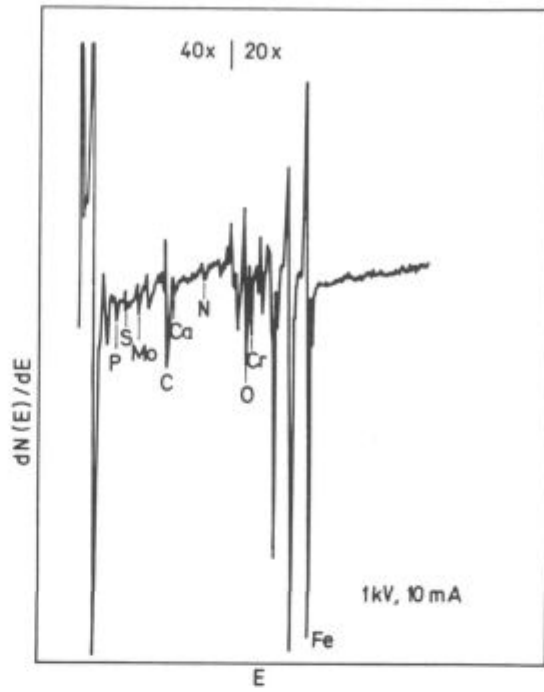
Prelom jekla, kaljenega s 1000°C na zraku, popuščene ga pri 640°C ter po popuščanju ohlajenega v peči 300×

Fig. 4

Fracture surface of steel quenched from 1000°C in air, tempered at 640°C, and cooled in furnace after tempering. Magn. 300×

Prelomne površine homogenizacijsko žarjenega jekla, ki je bilo po kaljenju s 1000°C popuščeno pri 640°C ter po popuščanju ohlajeno v peči, smo preiskali še z Augerjevo spektroskopijo elektronov*. Na sliki 5 je

* Augerjeve spektre je posnel in ovrednotil Praček Borut, dipl. ing. raziskovalec na IEVT v Ljubljani

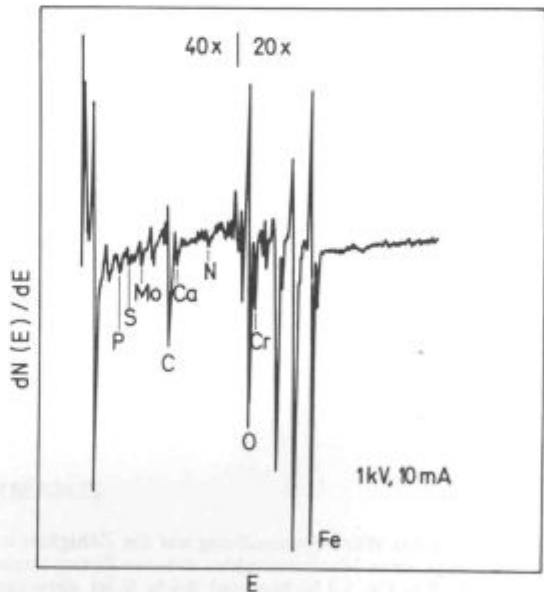


Slika 5

Augerjev spekter, posnet na intergranularni prelomni površini

Fig. 5

Auger spectrum taken on the intergranular fracture surface.



Slika 6

Augerjev spekter, posnet približno 10 nm pod intergranularno površino

Fig. 6

Auger spectrum taken about 10 nm below the intergranular surface.

prikazan Augerjev spekter, posnet neposredno na sami interkristalni površini, medtem ko je na sliki 6 prikazan spekter, posnet po kratkotrajnem ionskem jedkanju približno 10 nm pod interkristalno površino. C-pik v tem spektru je značilen za karbidno obliko ogljika.

Iz Augerjevih spektrov izračunane koncentracije elementov 2 do 3 nm pod interkristalno površino so v

atomskih odstotkih: 0,5 % P, 1 % Mo, 12,1 % C, 1,5 % Ca, 0,7 % N, 22,4 % O, 55,8 % Fe, 5,2 % Cr in 0,7 % S. Očitno je torej interkristalna površina vzorca kontaminirana z adsorbiranimi ogljikovodiki in kisikom iz atmosfere. Omeniti moramo, da smo ponekod namerili celo do 1,1 % P in 1 % S na globini, kjer je bila koncentracija kisika le še 2,9 %. Rohmány⁷ je na intergranularnih površinah podobnega jekla nameril do 6 % P, kar je skladno z dejstvom, da fosfor segregira le v mono ali diatomarnih plasteh.

Da bi eksperimentalno potrdili reverzibilni značaj ugotovljene popustne krhkosti utopnega jekla, smo del vzorcev, ki so že bili popuščeni pri 620°C in po popuščanju ohlajeni v peči, ponovno popuščali še pri 680°C ter jih ohladili v vodi. Od tako toplotno obdelanih vzorcev smo nato manjši del še enkrat popuščali pri 620°C ter po popuščanju ohladili v peči. Rezultati meritve so zbrani v tabeli 1. Žilavost po popuščanju pri 680°C naraste na pričakovane vrednosti, nato pa po ponovnem popuščanju pri 620°C ter ohlajanju v peči pade na vrednosti, ki so le nekoliko višje od onih, ki jih ima jeklo že po prvem popuščanju pri 620°C. Reverzibilni značaj krhkosti utopnega jekla je tako dokazan.

Tabela 1: Žilavost jekla v odvisnosti od toplotnih obdelav

	Žilavost DVM (J) pri načinih popuščanja		
	620°C/peč	620°C/peč + 680°C/voda	620°C/peč + 680°C/voda + 620°C/peč
Homogenizacijsko žarjeno, normalizirano in kaljeno	16, 14, 17	32, 38, 30	20, 20, 17
Kaljeno	21, 27, 25	68, 76, 62	40, 34, 34

4. SKLEPI

V utopnem jeklu za delo v vročem Č.4751 se pri temperaturah popuščanja 620 do 640°C razvije reverzibilna popustna krhkost, ki se manifestira z zastojem v evoluciji žilavosti ter intergranularno obliko preloma. Intergranularni prelom je posledica obogatitve kristalnih mej s fosforjem, žveplom ter karbidi.

Ugotavljamo nadalje, da je žilavost tega jekla po popuščanju nad 480°C odvisna tudi od načina ohlajanja po popuščanju. Škodljiv vpliv visoke temperature avstenitizacije na žilavost utopnega jekla je posledica nagle rasti kristalnih zrn. Jeklo, ki je bilo homogenizacijsko žarjeno pri 1180°C in nato ni bilo predelano v vročem, ima kljub kasnejši normalizaciji ter poboljšanju občutno bolj groba zrna od jekla, ki ni bilo homogenizacijsko žarjeno. Lahko domnevamo, da je povsem intergranularni prelom grobozrnatega jekla posledica kritične obogatitve kristalnih mej, katerih skupna površina je zaradi velikih zrn močno zmanjšana.

Na osnovi ugotovljenega sklepamo, da je optimalna temperatura avstenitizacije tega utopnega jekla 980 do 1000°C. Po popuščanju pa je priporočljivo tiste utope, katerih geometrija to dovoljuje, ohlajati nekoliko hitreje, najbolje v olju.

Literatura

1. Seah, M. P.: Surface Science 53 (1975), str. 168—212
2. Kosec, L. et al.: Termomehantička obrada i krhkost čelika Č.4751. Zbornik simpozija o toplotni obdelavi in kovinskih gradivih JUSTOM '83, Novi Sad, 24.—27. maja 1983, str. 167—174
3. McLean, D.: Grain Boundaries in Metals, Oxford Univ. Press, London 1957
4. Domoulin, Ph. et al.: Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie 76 (1979), str. 187
5. Vodopivec, F. et al.: Tehnika 35 (1984), str. 35—42
6. Rohmány, K. et al.: Kristall und Technik 15 (1980), str. 471—477
7. Banerjee, R. B.: J. Iron Steel Inst., jan. (1965), str. 166

ZUSAMMENFASSUNG

Der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Zähigkeit und das Bruchgefüge eines Matrizenstahles mit der Zusammensetzung 0,4 % C, 5 % Cr, 1,3 % Mo und 0,4 % V ist untersucht worden. Der Stahl wurde von der Temperatur 1000°C an der Luft abgeschreckt, 5 Stunden an der Temperatur 400 bis 690°C angelassen und nach dem Anlassen im Ofen bzw. im Wasser abgekühlt. Der untersuchte Stahl weist nach dem Anlassen im Temperaturbereich von 460 bis 480°C eine minimale Zähigkeit auf, und zwar wegen der Ausscheidung von Karbiden des Types M₂C₃ und M₂C. Das Bruchgefüge dieser Proben ist vorwiegend quasiverformbar und Spröde transkristallin.

Bei höheren Anlasstemperaturen wird auch die Zähigkeit von Stahl grösser, ist aber bei Anlasstemperaturen über 480°C noch von der Abkühlgeschwindigkeit nach dem Anlassen abhängig. Im Anlasstemperaturbereich von 620 bis 640°C kommt zu einer Stockung der erwarteten Zähigkeitsevolution, der Bruch wird interkristallin. Die Elektronenspektroskopie nach Auger zeigt, dass die interkristallinen Flächen mit Phosphor, Schwefel und ausgeschiedenen Karbiden angereichert sind.

Das Anlassen eines interkristallin spröden Stahles bei 690°C ergibt eine gute Zähigkeit und eine duktile Bruchform jedoch wird durch ein wiederholtes Anlassen solchen Zähen Stahles bei 620°C mit ausschliesender langsamer Abkühlung die interkristalline Sprödigkeit herforgerufen. Die beschriebenen Versuche beweisen, dass es sich tatsächlich um eine reversible Anlasssprödigkeit handelt.

Matrizenstahl der vor dem Härten einer Diffusionsglühung unterzogen wurde, hatte trotz dem Normalglühen, dass dem Diffusionsglühen folgte, grobe Körner, deswegen wird beim Anlassen solchen Stahles schon nach kurzer Zeit kritische Anreicherung der Kristallgrenzen, wegen ihrer kleinen Gesamtoberfläche, erreicht.

Auf Grund der Ergebnisse kann festgestellt werden, dass die optimale Härtetemperatur des untersuchten Matrizenstahles zwischen 980 und 1000°C ist. Nach dem Anlassen wird empfohlen die Matrizen in Öl abzukühlen wenn die Matrizengeometrie es erlaubt.

SUMMARY

Influence of heat treatment on the toughness and the fracture of die steel with 0.4 % C, 5 % Cr, 1.3 % Mo, and 0.4 % V was investigated.

Steel was quenched from 1000 °C in air, tempered 5 hours at 400 to 690 °C, and then cooled in furnace or in water.

The lowest toughness had the tested steel after tempering between 460 and 480 °C due to precipitation of M_7C_3 and M_2C type carbides. Fracture surface of the samples was mainly quasi-ductile and brittle transcrystalline.

The toughness of steel is higher at increased tempering temperatures, but at the tempering temperatures over 480 °C it depends also on the cooling rate after tempering.

In the tempering temperature interval 620 to 640 °C a stagnation was observed in the expected toughness curve while the fracture surface becomes intergranular. Auger electron spec-

troscopy showed that intergranular surfaces are enriched with phosphorus, sulphur and precipitated carbides. Tempering of intergranular brittle steel at 690 °C gives good toughness with ductile fracture but subsequent tempering of such tough steel at 620 °C with slow cooling after tempering causes again the intergranular brittleness.

Die steel being homogenized before quenching had coarse grains though it was normalized after homogenization. Thus in tempering such steel already in short time the critical enrichment of crystal boundaries is achieved because of their small total surface.

Based on the results of investigations it can be suggested that the optimal temperature for hardening the investigated die steel is between 980 and 1000 °C, and after tempering the dies should be cooled in oil if their geometry allows it.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Авторы этой статьи исследовали влияние тепловой обработки на вязкость и разлом штамповочной стали с 0,4 % C, 5 % Cr, 1,3 % Mo и 0,4 % V.

Закалка стали выполнялась с темп-ре 1000 °C на воздухе, снятие напряжения 5 часов при темп-рах 400 до 690 °C и после этого охлаждалось в печи отн. на воздухе.

Исследованная сталь имеет минимальную вязкость после снятия напряжения в темп-ой области между 460—480 °C вследствие перципитации карбидов типа M_7C_3 и M_2C . Поверхность излома этих образцов квазидуктильная и транскристаллически хрупкая.

С повышением темп-ры снятия напряжения повышается также вязкость стали, которая при темп-ре снятия напряжения свыше 480 °C зависит ещё только от быстроты охлаждения после снятия напряжения.

В темп-ной области снятия напряжения 620 до 640 °C замечен застой в ожидаемой эволюции вязкости, излом стали становится интергранулярен. Аугерова спектроскопия электронов показывает, что интергранулярные поверхности обогащены с фосфором, серой и выделёнными карбидами. Снятия напряжения интергранулярной хруп-

кой стали при темп-ре 690 °C дает хорошую вязкость с дуктильной формой излома, хотя же повторное снятие напряжения этой вязкой стали при 620 °C при медленном охлаждении после снятия напряжения повлечёт снова интергранулярную хрупкость.

Описанные исследования доказывают, что при этом в существенности происходит реверсивный процесс снятия напряжения стали.

Штамповочная сталь, которая до закалки была подвергнута гомогенизационному отжигу имела несмотря на нормализацию, которая выполнялась после гомогенизационного отжига, грубые зёрна. Вследствии этого во время снятия напряжения такой стали уже в течении короткого времени получено критическая обогащение кристаллических границ вследствие их небольшой общей поверхности.

На основании результатов определили, что оптимальная темп-ра закалки исследованной штамповочной стали между 980 и 1000 °C, а после снятия напряжения советуется охлаждать штампы в масле, если их геометрия это позволяет.

Vlečenje žice iz orodnega jekla Č. 4650

UDK: 669.15-194.3:669-124.4
ASM/SLA: TS, F28

Arzenšek B., Kosec L., Kos I., Godec A.



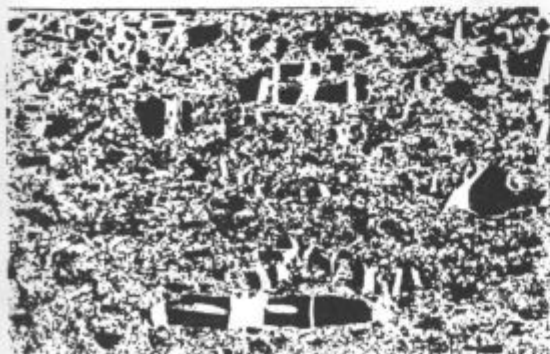
Ugotavljali smo preoblikovalne sposobnosti jekla Č.4650 z namenom, da bi ugotovili, ali ga lahko vlečemo v obliki žice. Njegovo preoblikovalnost smo preizkušali s stiskanjem valjčkov in vlečenjem žice. Ugotavljali smo vpliv temperature, priprave površine žice in mazivne prevleke.

1. UVOD

Uporaba orodnih jekel v tankih dimenzijah, premera pod 8 mm, je velika, zato si vsak proizvajalec jekel želi, da bi jih izdeloval tudi v tankih dimenzijah. Najprimernejši način izdelave tankih dimenzij jekla je vlečenje žice.

Eno od takih jekel je jeklo Č.4650, ki ga poznamo tudi pod oznako OCR 12 sp. V svoji sestavi ima predvsem 2,1 % C, 11,5 % Cr in 0,70 % W, uporabljamo pa ga za izdelavo kvalitetnih orodij z visoko obrabno obstojnostjo in dobrimi rezilnimi sposobnostmi. Značilno zanj je, da ima zelo slabe preoblikovalne sposobnosti, zato ga pri sobni temperaturi ne moremo vleči. Zaradi svojih slabih preoblikovalnih sposobnosti se pri vlečenju v hladnem pretrga že pri majhnih deformacijah. Vzrok za njegovo slabo preoblikovalnost so veliki poligonalni primarni karbidi v feritni matici z drobnimi karbidi, ki med preoblikovanjem pokajo. Pokanje karbidov povzroča nastanek mikro razpok, ki so vidne na mikro posnetku preizkušane jekla na sliki 1.

Omenjene mikro razpoke pri nadaljnjem hladnem preoblikovanju naraščajo do pretрга žice, ker jih feritna matica zaradi svojih preslabih preoblikovalnih sposobnosti med nadaljnjim preoblikovanjem ne zapolnjuje.



Slika 1
Mikrostruktura jekla Č.4650 po vlečenju v hladnem stanju
Fig. 1
Microstructure of Č.4650 steel, as cold drawn.

Preoblikovalne sposobnosti feritne matice, in s tem tudi jekla, se z naraščajočo temperaturo preoblikovanja precej izboljšajo, zato smo preoblikovalne sposobnosti jekla ugotavljali pri povišanih temperaturah.

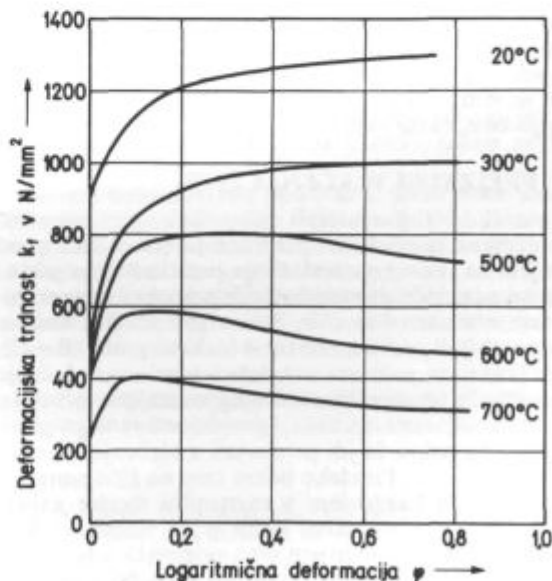
Cilj raziskave je bil, da bi ugotovili, pri katerih temperaturah ima jeklo dovolj dobre preoblikovalne sposobnosti za vlečenje žice. Da bi to ugotovili, smo jeklo preizkušali pri različnih temperaturah, od sobne do 750° C:

- s stiskanjem valjčkov in
- z vlečenjem žice.

2. PREIZKUSI STISKANJA

Vpliv temperature na preoblikovalne sposobnosti jekla smo ugotavljali s krivuljami tečenja in iz oblike valjčkov po stiskanju.

Preizkuse stiskanja smo naredili na valjčkih, višine 12 in premera 10 mm, na preizkuševalnem stroju Instron. Hitrost preizkušanja je bila 200 mm/min., temperature stiskanja pa 20, 150, 300, 450, 600 in 700° C. Ogrevanje valjčkov je bilo induktivno. Vse valjčke smo



Slika 2
Deformacijske trdnosti jekla Č.4650 pri različnih temperaturah
Fig. 2
Deformation strength of Č.4650 steel at various temperatures.

stiskali približno do enakih deformacij, do logaritmične deformacije $\varphi = 1,1$ (do višine 4 mm), kar ustreza vlečenju žice iz premera 8 do 4,6 mm. Med stiskanjem smo registrirali sile stiskanja, iz njih pa izračunali deformacijske trdnosti — k_f . Primeri deformacijskih trdnosti — krivulje tečenja-jekla pri različnih temperaturah stiskanja so prikazane na sliki 2.

Iz višin deformacijskih trdnosti vidimo, da so preoblikovalne napetosti za omenjeno jeklo pri temperaturi 700° C skoraj štirikrat manjše kot pri temperaturi 20° C. Ker iz poteka krivulj tečenja ne moremo ugotoviti, kako velike deformacije prenese jeklo brez porušitve pri posameznih temperaturah stiskanja, smo pregledali tudi površine valjčkov po stiskanju, ki so prikazane na sliki 3.



Slika 3
Površine valjčkov iz jekla Č.4650 po stiskanju pri različnih temperaturah
Fig. 3
Surface of cylinders of Č.4650 steel after compression at various temperatures.

Pri pregledu površin valjčkov po stiskanju smo ugotovili, da je jeklo med stiskanjem pokalo pri vseh temperaturah pod 700° C. Pri temperaturi 600° C je bilo razpok malo, bile pa so zelo izrazite. Pri nižjih temperaturah so bile manj izrazite, po številu pa jih je bilo več. Drugače je bilo pri temperaturi 700° C, kjer površine valjčkov niso razpokale.

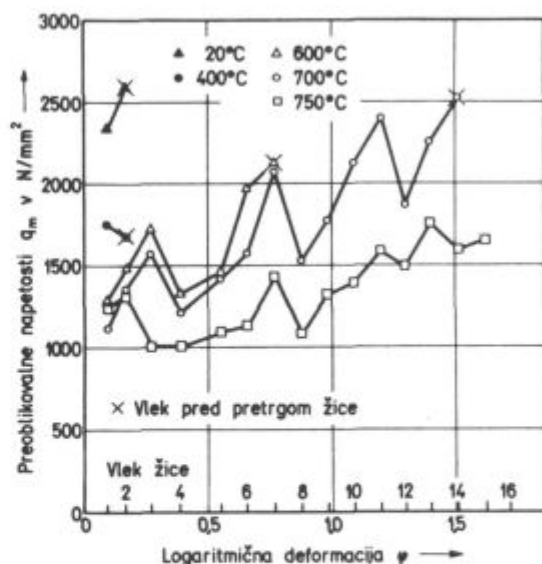
Iz površin valjčkov po stiskanju smo ugotovili, da jeklo Č.4650 ne prenese večjih deformacij pri preoblikovanju do temperature 600° C, pri temperaturi 700° C pa ima dobre preoblikovalne sposobnosti.

Iz površin valjčkov po stiskanju in deformacijskih trdnosti smo ugotovili, da temperatura preoblikovanja jekla zelo vpliva na preoblikovalne sposobnosti jekla ter da so temperature, kjer lahko pričakujemo uspešno vlečenje žice, okoli 700° C.

3. PREIZKUSI VLEČENJA ŽICE

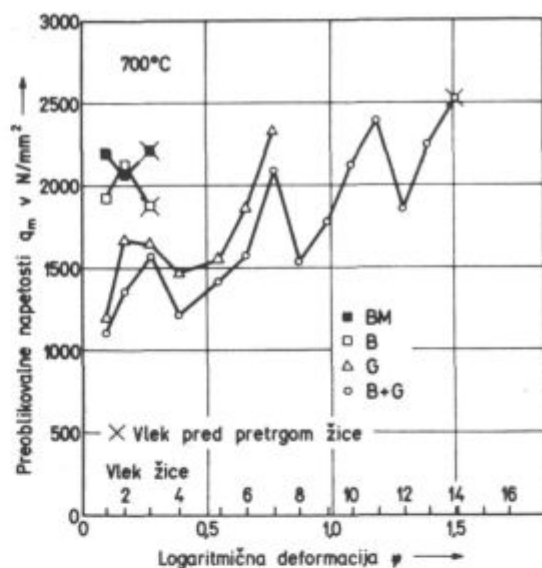
S preizkusi vlečenja smo ugotavljali vpliv temperature, mazivne prevleke in priprave površine žice pred vlečenjem na sposobnosti vlečenja preizkušane jekla.

Preizkuse vlečenja smo naredili pri sobni temperaturi in temperaturah 400, 600, 700 in 750° C. Kot mazivo smo uporabljali prevleko baker + luskasti grafit (B + G), ki je iz literature poznana kot dobro mazivo za vlečenje pri povišanih temperaturah. Poleg omenjene prevleke smo ugotavljali tudi mazivne sposobnosti samega grafita in samega bakra in jih primerjali z vlečenjem nemazanih površin žice. Prevleko bakra smo na žico nanegli s cementacijskim bakrenjem v raztopini modre galice, grafit pa z vlečenjem skozi grafit pred vlečno votlico. Površine žic pred bakrenjem smo pripravili z luženjem (L) ali peskanjem (P). Deformacije žice pri posameznem vleku žice so bile približno 10 %, hitrosti vlečenja pa 0,24 m/s. Preizkuse vlečenja smo naredili na 3 m dolgih koncih žice, ki smo jih pred vlečenjem ogrevali v elektrouporovni žarilni peči.



Slika 4
Preoblikovalne napetosti jekla Č.4650 pri različnih temperaturah vlečenja, pri mazivni prevleki baker + grafit na peskani površini žice

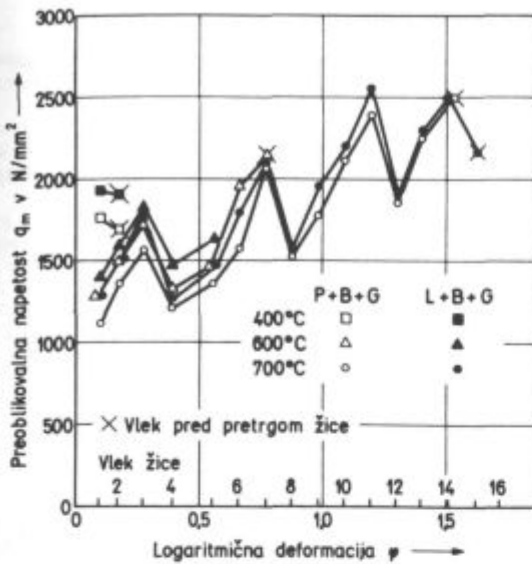
Fig. 4
Working stresses of Č.4650 steel at various temperatures of drawing, using lubrication coating of copper + graphite on the sand-blasted surface of wire.



Slika 5
Preoblikovalne napetosti jekla Č.4650 za različne mazivne prevleke, pri temperaturi vlečenja 700° C (BM — brez mazanja, B — baker, G — grafit)

Fig. 5
Working stresses of Č.4650 steel for various lubricating coatings at the temperature of drawing 700° C (BM — without lubrication, B — copper, G — graphite).

Med vlečenjem smo s posebej izdelano merilno celico, ki smo jo za ta namen skonstruirali in izdelali na Metalurškem inštitutu, merili vlečne sile. Iz vlečnih sil smo izračunali preoblikovalne napetosti, iz katerih smo ugotavljali vpliv temperature, mazivne prevleke in priprave površine žice na vlečenje. Omenjene preoblikovalne napetosti jekla pri različnih načinih vlečenja so



Slika 6

Preoblikovalne napetosti jekla Č.4650 za mazivno prevleko baker + grafit (B + G) na luženi (L) in peskani (P) površini žice pri različnih temperaturah vlečenja.

Fig. 6

Working stresses of Č.4650 steel for the copper + graphite lubricating coating (B + G) on pickled (L) and sand-blasted (P) surface of wire, at various temperatures of drawing.

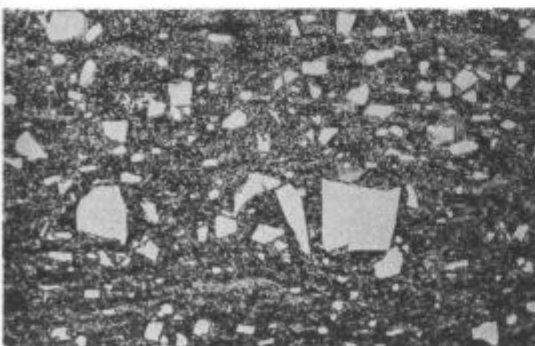
prikazane v diagramih na slikah 4, 5 in 6. Preoblikovalne napetosti jekla (q_m) smo izračunali takole:

$$q_m = \frac{F}{\Delta A} \text{ (N/mm}^2\text{)},$$

kjer pomeni F-sila vlečenja v N in ΔA -sprememba preseka žice v mm² pred vlečenjem in po vlečenju.

3.1 Vpliv temperature na vlečenje žice

Na sliki 4 vidimo, da jeklo v hladnem stanju prenese le dva vleka žice, preoblikovalne napetosti pa so zelo visoke. Podobno je tudi pri temperaturi 400° C, kjer so preoblikovalne napetosti pri drugem vleku nižje kot pri prvem, zato ker so mikro razpoke v jeklu že tako velike, da občutno vplivajo na preoblikovalne napetosti. Z naraščajočo temperaturo vlečenja se preoblikovalne napetosti jekla znižujejo, število vlekov pred pretrgom žice pa narašča. Pri temperaturi 700° C ima jeklo že dobre preoblikovalne sposobnosti, saj prenese že 14 vlekov žice.



Slika 7

Mikrostruktura jekla Č.4650 po vlečenju pri temperaturi 750° C

Fig. 7

Microstructure of Č.4650 steel after drawing at 750° C

ce. Pri temperaturi 750° C ima zelo dobre preoblikovalne sposobnosti. Preoblikovalne napetosti so zelo nizke, jeklo pa prenese 15 in več vlekov, kar pomeni vlečenje žice iz premera 8 do 4,4 mm in manj.

Vzrok za zelo dobre preoblikovalne sposobnosti jekla pri temperaturi 750° C je v feritu, ki je pri tej temperaturi dobro preoblikovalen, tako da med vlečenjem zastavlja rast mikrorazpok in jih zapolnjuje. Zato mikro razpok v vlečenem jeklu pri tej temperaturi skoraj ni (slika 7).

3.2 Vpliv mazivne prevleke na vlečenje žice

Iz primerjav preoblikovalnih napetosti na sliki 5 vidimo, da lahko s pravilno izbrano mazivno prevleko omogočimo vlečenje žice, kar vidimo iz števila vzdržanih vlekov pred pretrgom žice, obenem pa zelo znižamo preoblikovalne napetosti.

Prevleka baker + grafit ima dobre mazivne sposobnosti, saj so preoblikovalne napetosti te prevleke dvakrat manjše, kot pri nemazani površini žice. Podobne mazivne sposobnosti ima tudi sam grafit, baker pa je brez mazivnih sposobnosti, saj so njegove vlečne značilnosti podobne, kot pri nemazani površini žice. To nam dokazuje, da ima mazivne sposobnosti predvsem grafit, baker pa je le nosilec maziva, ki med vlečenjem poveča oprijemljivost grafita na površini žice. Iz preoblikovalnih napetosti in števila vlekov pred pretrgom žice lahko sklepamo, da sta mazivni prevleki baker + grafit in sam grafit primerni za vlečenje žice pri povišanih temperaturah.

3.3 Vpliv priprave površine žice na vlečenje

Na vlečenje žice vpliva tudi priprava površine žice pred vlečenjem. Preizkušali smo luženo (L) in peskano (P) površino. Iz višin preoblikovalnih napetosti na sliki 6 smo ugotovili, da je peskana površina primernejša od lužene, ker so preoblikovalne napetosti za omenjeno površino tudi do 15 % nižje kot pri luženi. Ker način priprave površine žice ne vpliva na število vlekov, ki jih žica prenese pred pretrgom, je njen vpliv na uspešnost vlečenja žice manjši, kot vpliv temperature in mazivne prevleke. Zaključimo lahko, da sta obe pripravi površine žice primerni za vlečenje žice pri povišanih temperaturah.

4. ZAKLJUČKI

Iz rezultatov raziskav, v katerih smo ugotavljali sposobnosti vlečenja žice iz jekla Č.4650, lahko zaključimo:

- pri temperaturah pod 700° C jeklo poka, zato pri vlečenju ne prenese večjih deformacij. Nad to temperaturo ima dobre preoblikovalne sposobnosti, zato ga lahko vlečemo tudi do tankih dimenzij;
- mazivna prevleka baker + grafit je zelo primerna za vlečenje jekla pri povišanih temperaturah. Podobne mazivne lastnosti ima tudi sam grafit;
- lužena in peskana površina žice podobno vplivata na vlečenje žice. Nekoliko nižje preoblikovalne napetosti so pri vlečenju jekla s peskano površino žice.

Literatura

1. D. G. Fucds: Betriebsversuche zum Warm ziehrn hochfester Stachle, Stahl und Eisen 97, 1977, št. 4, str. 154—158
2. L. Kosce: Deformacija in porušitev v nekaterih dvo ali več faznih zlitinah, ŽEZB št. 1/2, Ljubljana, 1980
3. B. Arzenšek in sodelavci: Vlečenje orodnih jekel pri povišanih temperaturah — I. del, Poročilo MI, Ljubljana, 1982
4. B. Arzenšek in sodelavci: Vlečenje orodnih jekel pri povišanih temperaturah — II. del, Poročilo MI, Ljubljana, 1983

ZUSAMMENFASSUNG

Der Werkzeugstahl Č.4650 mit der Grundzusammensetzung 2 % C, 12 % Cr und 0,7 % W besitzt im kalten Zustand schlechte Verformbarkeit. Die Ursache dafür sind größe polygonale Karbide, die während der Verformung zerbrechen und die Entstehung von Rissen verursachen was schon bei sehr kleinen Verformungsgraden zum Bruch führt. Durch die Untersuchungen sollten die Verformungseigenschaften bei höheren Temperaturen ermittelt werden um festzustellen ob dieser Werkzeugstahl bis unter 8 mm gezogen werden kann.

Die Verformungseigenschaften sind durch die Stauchversuche und mit dem Ziehen von Draht ermittelt worden, wobei auch die Ziehkraft gemessen worden ist. Die Versuche sind bei Verschiedenen Temperaturen von der Zimmertemperatur bis 750°C durchgeführt worden. Beim Ziehen ist neben der Zieh-

temperatur auch der Einfluss vom Schmierüberzug der gebeizten und Sandgestrahlten Drahtoberfläche auf die Ziehbarkeit untersucht worden.

Aus den Untersuchungsergebnissen geht hervor, dass der Stahl bei Temperaturen über 700°C gezogen werden kann. Unter dieser Temperatur reißt der Stahl schon nach einigen Zügen.

Der Schmierüberzug Kupfer + Graphit besitzt gute Schmierfähigkeit. Ähnliche Schmierfähigkeit hat auch Graphit allein. Die gebeizte und Sandgestrahlte Drahtoberfläche haben einen ähnlichen Einfluss auf die Ziehbarkeit. Bei der Sandgestrahlten Drahtoberfläche sind die Verformungsspannungen während des Ziehens von Stahl etwas niedriger als bei der gebeizten Drahtoberfläche.

SUMMARY

Č. 4650 tool steel containing 2 % C, 12 % Cr, and 0.7 % W has very low cold workability. It is the consequence of big polygonal carbides which break during working and cause cracks that steel breaks already at small deformations. The investigation has intention to determine its workability at higher temperatures in order to find if it can be drawn below 8 mm.

The workability of steel was tested by compression tests and by drawing wires with simultaneous measuring of the pulling forces. Steel was tested at various temperatures, from the temperature of surroundings up to 750 °C. In drawing the influence of lubrication coating and the influence of pickled

and sand-blasted surface of wire on drawing were checked besides the influence of temperature.

The investigation results showed that steel can be drawn above 700 °C. Below that temperature steel breaks already after few reductions. Copper-graphite lubrication coating has good lubrication characteristics. Similar lubricability has also graphite alone. Pickled and sand-blasted surface have similar effects on drawing ability. With the sand-blasted surface of the wire the working stresses in drawing are slightly lower than it is the case with the pickled surface.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Инструментальная сталь марки Č. 4650 с содержанием 2 % C, 12 % Cr и 0,7 % W имеет в холодном состоянии очень невыразительные деформационные способности. Причина такой слабой деформации представляют большие полигональные карбиды, которые во время деформации растрескиваются и являются причиной появления трещин, вследствие которых сталь, уже при незначительных деформациях, разрушается. В исследованиях определяли деформационную способность этой стали при повышенных темп-ах для того, чтобы установить, можно ли выполнять волочение этой стали в проволоку диаметров ниже 8-и мм.

Деформационную способность стали определяли испытанием на нажатие и с волочением проволоки, во время чего измеряли также тяговые усилия.

Сталь была исследована при различных темп-ах, от комнатной до 750°C. Во время волочения рядом с темп-ой

устанавливали влияние смазочного покрытия, также травленные и пескоструйные поверхности проволоки для волочения.

Из результатов исследования определено, что сталь можно растягивать при темп-ах свыше 700°C. При темп-е ниже от упомянутой сталь трескается уже после нескольких вытяжек проволоки.

Смазочное покрытие медь + графит имеют хорошие смазочные способности. Подобную смазочную способность имеет также и сам графит. Поверхность проволоки, которая подвергнута травлению и пескоструйной очистки оказывает подобные влияния на волочение проволоки. Установлено, что деформационные напряжения во время растяжения стали немного меньше при пескоструйной поверхности проволоки, чем при проволоки подвергнутой травлению.

Raziskava mikroizcej v jeklu UTOP Mo 2 s strjevalno mikrostrukturo

UDK: 669.153.258.8:620.184.2

ASM/SLA: TS, M9-69

M. Torkar*, F. Vodopivec*, B. Ralič*, A. Rodič**, J. Rodič**



Raziskava je osredotočena na dogajanje v jeklu med ogrevanjem pred valjanjem. Mikro homogenost jekla je bistvenega pomena za doseganje dobre vzdržljivosti orodij za delo v vročem. Pokazalo se je, da dosedanji interni predpisi predvidevajo prekratke čase homogenizacijskega žarjenja, kar onemogoča doseganje zadovoljive homogenosti jekla.

A. UVOD

Že dalj časa smo pogrešali raziskavo¹, ki bi posegla na vmesno področje med jeklarstvom in predelavo, to je na področje dogajanj med strjevanjem in po strjevanju jekla.

Material za orodje za delo v vročem mora imeti visoko trdnost in visoko mejo plastičnosti pri povišani temperaturi, dobro zadržanje trdote, visoko odpornost na obrabo, dobro žilavost in majhno občutljivost na temperaturne šoke.

Vse te lastnosti so odvisne predvsem od mikrostrukture in od kemične sestave jekla. Za doseganje dobre žilavosti in trdnostnih lastnosti jekla za delo v vročem je predvsem pomembna mikro homogenost jekla.

Literatura² navaja, da je kontrakcija komercialnih orodnih jekel po končni toplotni obdelavi med 5 in 8 %, medtem ko pri mikrohomogenem jeklu z enako sestavo dosežemo kontrakcijo celo 40 % in več ter bistveno boljše zdržljivost orodij.

Z ustreznim žarjenjem je mogoče zagotoviti dobro homogeno sestavo, celo če je jeklo močno izcejano.

Boljše od klasično izdelanih je EPŽ pretaljeno jeklo, ki kaže visoko stopnjo mikro homogenosti in ima po ustrezni toplotni obdelavi izotropne mehanske lastnosti.

B. NAMEN DELA

Pri dendritnem strjevanju jekla, ki se pojavlja skoraj pri vseh industrijskih jeklih, se pojavijo mikroizceje, ki predstavljajo lokalne koncentracijske spremembe. Dendritne veje, ki rastejo v podhlajeno talino, se strjujejo kot relativno čista kovina; talina, ki te veje obkroža, pa se bogati z legirnimi elementi, in ko se strdi, predstavljajo področja med dendritnimi vejami mesta s povišano koncentracijo legirnih elementov.

Poleg teh lokalnih koncentracijskih sprememb zasledimo v blokih tudi razlike v koncentracijah na daljše razdalje, kar imenujemo blokovne izceje.

Z izcejami nastalo razliko v koncentracijah označimo kot stopnjo izcejanja »k«, ki je definirana s:

$$k = \frac{C_{\max}}{C_{\min}}$$

kjer je: k — stopnja izcejanja
 C_{\max} — koncentracija elementa med dendriti
 C_{\min} — koncentracija elementa v dendritu

Pri ravnotežnem strjevanju poteka strjevanje brez izcej zaradi izenačene difuzije v talini in v strjeni fazi.

V laboratorijskih pogojih in pri majhni količini taline je možno doseči tudi izredno hitro brezdifuzijsko strjevanje, pri čemer dobimo amorfne kovine.

Izceje oz. nehomogenosti se lahko izenačujejo z visokotemperaturnim žarjenjem. Razlike v koncentracijah se pri teh temperaturah hitro izenačijo zaradi razmeroma hitre difuzije elementov.

Iz literature³ so poznani empirični podatki za homogenizacijo kristalnih izcej. Če je poznana polovična razdalja med dvema dendritnima osema, oziroma razdalja med minimalno in maksimalno koncentracijo, lahko za poljubno zmanjšanje stopnje izcejanja (do $k=1$) določimo parametre žarjenja.

V tej raziskavi smo skušali ugotoviti, kakšna stopnja izcejanja kroma, molibdena in vanadija je v jeklu UTOP Mo 2 in v kakšnih pogojih se da to izcejanje zmanjšati oz. odpraviti.

C. REZULTATI

Vzorci za raziskavo so bili vzeti iz industrijskih ingotov, ulitih iz jekla UTOP Mo 2, izdelanega v 25 t EOP. Šarža ima naslednjo sestavo:

%	C	Si	Mn	P	S
Cr	0,40	1,12	0,46	0,009	0,007
	Ni	V	Mo	Cu	Sn
5,05	0,18	0,99	1,25	0,19	0,015

Od ingota je bila takoj po strjenju odrezana plošča A 1, ki je bila nato ohlajena na zraku, in plošča A 2, ki je bila v skladu z dosedanjim tehnološkim predpisom žarjena v globinski peči in zadržana 2,5 ure na temperaturi 1200 °C.

Oznaka vzorcev je prikazana v tabeli 1.

Tabela 1: Oznaka vzorcev

A 1	— po strjenju odrezana plošča, ohlajena na zraku
A 11S	— sredina plošče A 1
A 11 1/3	— odrezano na 1/3 od površine navznoter
A 11P	— površina plošče A 1

* — SŽ Metalurški inštitut, Ljubljana

** — SŽ Železarna Ravne

- A 2 — plošča po odrezu, žarjena skladno s teh. predpisom
 A 21S — sredina plošče A 2 po žarjenju

S plošče A 1, ki je bila po odrezu ohlajena na zraku, smo vzeli vzorce iz sredine, s površine in na 1/3 od površine proti sredini ingota. S plošče A 2, ki je bila segregovana kot ingot pred valjanjem, smo vzeli vzorec iz sredine in na elektronskem mikroanalizatorju izmerili intenziteto izcejanja kroma, molibdena in vanadija.

Rezultat meritve izcejanja so prikazani v tabeli 2 in 3.

Tabela 2: Izcejanje kroma, molibdena in vanadija v strjenem in ohlajenem jeklu A 1 ter po žarjenju 2,5 ure na 1200°C jekla A 2

Vzorec	Cr (%)		Mo (%)		V (%)	
	osnova	izceja	osnova	izceja	osnova	izceja
A11S	5,80	8,98	0,84	2,42	1,10	1,30
A11 1/3	5,70	7,95	0,91	2,12	1,30	1,61
A11P	6,09	7,99	0,96	2,17	1,21	1,50
A21S	6,10	8,77	0,96	2,23	1,28	1,65

Tabela 3: Stopnja izcejanja »k« kroma, molibdena in vanadija vzorcev iz tabele 2

Vzorec	Stopnja izcejanja $k = \frac{C_{max}}{C_{min}}$		
	k_{Cr}	k_{Mo}	k_V
A11S	1,54	2,88	1,18
A11 1/3	1,39	2,32	1,23
A11P	1,31	2,26	1,23
A21S	1,43	2,32	1,28

Meritve kažejo močno izcejanje kroma, molibdena in vanadija v vzorcih s strjevalno strukturo in tudi v žarjenih vzorcih. Za določitev zmanjševanja intenzitete izcejanja z dolgotrajnim visokotemperaturnim žarjenjem smo vzorce, odrezane iz sredine plošče A 1, žarili 1, 2, 4, 8, 16, 32 in 64 ur na temperaturah 1300, 1250 in 1200°C. Izmerjene intenzitete izcej kroma, molibdena in vanadija po žarjenju so prikazane v tabeli 4.

Poleg vpliva časa in temperature žarjenja na zmanjšanje intenzitete izcej se opazi tudi znaten vpliv obeh na mikrostrukturo. Pri žarjenju na 1300°C po 4 urah izgine dendritna struktura in avstenitna zrna pričnejo rasti.

Pri žarjenju na 1250°C zaradi počasnejše difuzije dendritna struktura izgine šele po 8 urah žarjenja, ko nastanejo globularna zrna, ki se pri daljšanju časa žarjenja povečujejo.

Tabela 4: Vpliv temperature in časa žarjenja na zmanjšanje izcej kroma, molibdena in vanadija

Temperatura °C	Čas žarjenja h	Stopnja izcejanja Cr, Mo, V		
		k_{Cr}	k_{Mo}	k_V
1300	1	1,28	1,73	1,45
	2	1,20	1,63	1,37
	4	1,11	1,25	1,14
	8	1,01	1,00	1,03
	16	1,02	1,05	1,01
	32	1,00	1,04	1,01
1250	1	1,33	2,13	1,47
	2	1,27	1,88	1,37
	4	1,21	1,70	1,22
	8	1,21	1,65	1,12
	16	1,01	1,02	1,04
	32	1,00	1,00	1,02
1200	1	1,31	2,09	1,51
	2	1,35	2,16	1,38
	4	1,24	1,72	1,28
	8	1,10	1,29	1,15
	16	1,06	1,09	1,04
	32	1,04	1,09	1,03
64	1,03	1,08	—	

D. ZAKLJUČKI

Jeklo UTOP Mo 2 je nagnjeno k pojavu močnih izcej kroma, molibdena in vanadija.

Raziskava je pokazala, da dosedanji tehnološki predpis zadrževanja po strjenju 2,5 ure na 1200°C ne zagotavlja zadovoljive izenačitve izcej, ker je čas homogenizacije prekratek.

Optimalni čas za popolno odpravo izcej je pri žarjenju na 1250° okrog 12 ur, na 1300°C pa okrog 6 ur. Pri tem žarjenju se stopnja izcejanja vseh treh elementov približa vrednosti $k=1$. Čim bolj se stopnja izcejanja približuje vrednosti $k=1$, tem bolj homogeno je jeklo.

Neugoden pojav, ki spremlja visokotemperaturno žarjenje, je rast kristalnih zrn.

Potrebno je izbrati optimum med še dopustno stopnjo izcejanja, naraščanjem kristalnih zrn ter stroški pri daljšem žarjenju.

E. Literatura

1. M. Torkar, F. Vodopivec, B. Ralić, A. Rodič, J. Rodič: Poročilo Metalurškega inštituta, št. 83-029, Ljubljana 1983
2. J. H. Stuhl, A. M. Schindler: New Materials Study of 5% Chromium Type Steels for Use in Die Casting Dies, 8 SDCE Congress, Detroit 17-20 March 1975, paper No. G-75-053
3. H. J. Eckstein: Wärmebehandlung vom Stahl, VEB Deutscher Verlag Leipzig, 1971

ZUSAMMENFASSUNG

Für den Stahl UTOP Mo2 mit der Erstarrungsstruktur sind starke Seigerungen von Chrom, Molybden und Vanadin kennzeichnend.

Die Untersuchungen zeigten, dass die jetzige Vorschrift für die Haltedauer von 2,5 Stunden auf 1200°C nach der Erstarrung für eine genügende Ausgleichung der Seigerungen nicht ausreichend ist, da die Diffusionszeit zu kurz ist.

Optimale Zeit für die vollkommene Abschaffung von Seigerungen beträgt beim Glühen auf 1250°C etwa 12 Stunden

und beim Glühen auf 1300°C etwa 6 Stunden. Bei dieser Glühbehandlung nähert sich der Seigerungsgrad aller drei Elemente dem Wert $k = 1$. Je näher der Seigerungsgrad dem Wert $k = 1$ liegt desto homogener wird der Stahl.

Eine ungünstige Nebenerscheinung des Glühens bei hohen Temperaturen ist allerdings die Grobkornbildung.

Ein Optimum zwischen dem noch zulässigen Seigerungsgrad, dem Kornwachstum und den Kosten bei längeren Glühzeiten ist zu finden.

SUMMARY

Typically for the UTOP Mo2 steel with solidification structure are the strong segregations of chromium, molybdenum, and vanadium. The investigation showed that the technological instructions to keep steel after solidification 2 1/2 hours at 1200°C do not assure the satisfactory equalization of segregations since the time of homogenization is too short.

Optimal time for complete elimination of segregations is 12 hours at 1250°C or about 6 hours at 1300°C. At such anneal-

ing the degree of segregations of all the three elements approaches to the value $k = 1$. The closer is the degree of segregations to the value $k = 1$, the more homogeneous is the steel.

Unfavourable phenomenon accompanying the high temperature annealing is the growth of crystal grains.

Thus the optimum must be chosen between the still acceptable degree of segregations, the growth of crystal grains, and the costs of prolonged annealing.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для стали марки UTOP Mo2 с структурой упрочнения характерны сильные сегрегации хрома, молибдена и ванадия.

Исследования показали, что прежнее технологическое предписание задерживания после отверждения в течении 2,5 часов при темп-ре 1200°C не обеспечивает удовлетворительные уравнивания сегрегаций, так как время гомогенизации слишком короткое. Оптимальное время полного удаления сегрегаций выполняется при отжиге этой стали

при темп-ре 1250°C в течении около 12 часов, а при отжиге при 1300°C около 6 часов. При этом отжиге степень отстранения сегрегаций всех трёх элементов приближается значению $k = 1$, чем сталь более гомогенна. Отрицательное явление, которое сопровождает высокотемпературный отжиг это рост кристаллических зёрен.

Необходимо выбрать оптимум между допустимой степени сегрегации, роста кристаллических зёрен и расходами при дальнейшем отжиге.

Medlamelarna razdalja v podevtektoidnih jeklih

UDK: 669.15-194.52
ASM/SLA: CN-g, M21g

D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj



Hladna preoblikovalnost in mehanske lastnosti jekel s pretežno perlitno mikrostrukturo so precej odvisne od medlamelarne razdalje v perlitu. Preiskave smo naredili na ogljikovih in malo legiranih jeklih za poboljšanje in vzmetnem jeklu. Po deformaciji je bil avstenit popolnoma ali delno rekristaliziran in deformiran. Vzorci smo izotermno transformirali v svinčevi kopeli. S kontroliranim ohlajanjem lahko jeklu po vroči predelavi zagotovimo boljše lastnosti.

1. UVOD

Transformacija $\gamma \rightarrow \alpha$ ima pri toplotni obdelavi jekel velik praktičen pomen. Eden od dejavnikov, ki vplivajo na mehanske lastnosti, predvsem na mejo plastičnosti in natezno trdnost, je medlamelarna razdalja v perlitu. Drobno lamelarna perlitna mikrostruktura ima tudi boljše hladno preoblikovalnost. Namen naše raziskave je bil ugotoviti vpliv temperature deformacije, izotermne transformacije in legirnih elementov na medlamelarno razdaljo in morfologijo cementitnih lamel ter s tem na mehanske lastnosti jekel.

Pri podevtektoidnih jeklih nastaja na začetku transformacije ferit. Pri tem se zaradi manjše topnosti ogljika v feritu vsebnost ogljika v preostalem avstenitu zvišuje. Ko je avstenit nasičen, se sproži perlitna transfor-

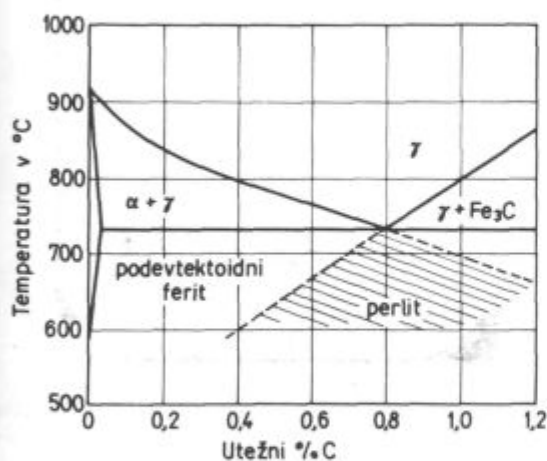
macija, pri kateri istočasno nastajajo feritne in cementitne lamelle. Nasičenost avstenita pri določeni temperaturi in vsebnosti ogljika kaže v Fe-Fe₃C diagramu Haltgrenova ekstrapolacija (sl. 1). Morfologija ferita je odvisna od nukleacije in termične aktivacije procesa. Pri višjih transformacijskih temperaturah nastaja poligonalen ferit. S padanjem transformacijske temperature se delež ferita v mikrostrukturi manjša in opaža se tendenca nastajanja puščičastega ferita. Tudi za potek perlitne transformacije je potrebna določena inkubacijska doba. Nukleacija se prične po kristalnih mejah in ob nekovinskih vključkih. Zato je kinetika transformacije odvisna od velikosti kristalnih zrn. Pri bolj grobi mikrostrukturi je počasnejša.

Lamelarna oblika cementita je kristallografsko pogojen difuzijski proces in ne predstavlja ravnotežne oblike cementita. Ravnotežno obliko dobimo šele po daljšem času žarjenja, ko nastane zaradi difuzije in površinskih napetosti iz lamel globularen cementit. Domnevamo, da so nukleosi za tvorbo perlita pri podevtektoidnih jeklih feritna zrna, v nadevtektoidnih jeklih pa cementit. Legirni elementi, ki stabilizirajo avstenit in ovirajo difuzijo ogljika, podaljšujejo inkubacijsko dobo perlitne transformacije. Deformacija pospešuje transformacijo avstenita, ker nastajajo nukleosi tudi po deformacijskih linijah in v notranjosti kristalnih zrn na mestih velike gostote dislokacij.

2. EKSPERIMENTALNO DELO

Za preiskave smo izbrali jekli za poboljšanje z različno vsebnostjo ogljika (Č. 1530, Č. 1730), jeklo za poboljšanje, legirano z Mn (Č. 3134), in vzmetno jeklo, legirano s Si in Cr (Č. 4230). Kemična sestava jekel je prikazana v tabeli 1. Tako smo lahko ocenili vpliv različne vsebnosti ogljika in legirnih elementov na mikrostrukturo perlita.

Vzorci smo žarili 10 min. pri temperaturi 1150 °C in ohladili na temperaturo deformacije. Deformirali smo jih z enkratnim udarcem padalnega kladiva v temperaturnem področju med 1000 in 750 °C. Redukcija višine vzorcev je bila 25 %. Avstenit je bil po deformaciji popolnoma ali delno rekristaliziran in deformiran. Po deformaciji smo vzorce izotermno transformirali v svinčevi kopeli pri različnih temperaturah (700 do 400 °C), ki smo jih izbrali iz izotermnih TTT diagramov za posamezna jekla. Upoštevati moramo, da poteka transformacija hitreje v jeklu z večjo vsebnostjo deformacijske energije. Časi žarjenja ne smejo biti predolgi, da ne začno potekati procesi sferoidizacije perlita.



Slika 1
Haltgrenova ekstrapolacija v faznem diagramu Fe-Fe₃C.
Fig. 1.
Haltgren's extrapolation in the phase diagram Fe-Fe₃C

Tabela 1: Kemična sestava jekel v procentih

Jeklo	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Al	Sn
Č. 1530	0,44	0,15	0,80	0,017	0,016	0,17	0,16	0,026	0,013
Č. 1730	0,62	0,22	0,74	0,015	0,026	0,11	0,25	0,025	0,014
Č. 3134	0,45	0,33	1,66	0,017	0,029	0,08	0,14	0,040	0,012
Č. 4230	0,62	1,28	0,47	0,016	0,012	0,48	0,33	0,033	0,014

3. MEDLAMELARNA RAZDALJA

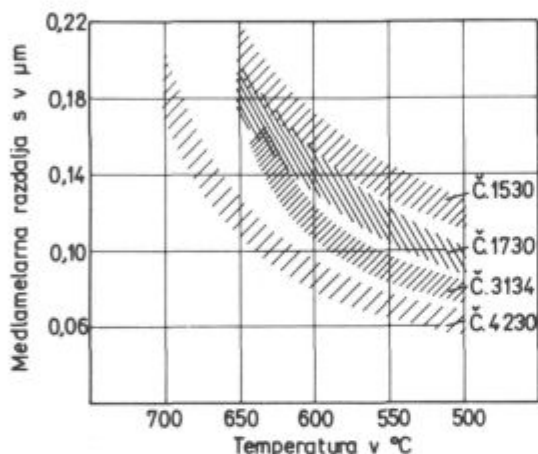
Pri vseh jeklih se delež podevtektoidnega ferita v mikrostrukturi manjša s padajočo temperaturo izotermne transformacije. Ferit nastaja po kristalnih mejah in je njegov delež odvisen od velikosti avstenitnih zrn. Zato vpliva na potek transformacije tudi rekristalizacija. Pomembnejši delež ferita v mikrostrukturi smo izmerili pri jeklu Č. 1530.

Medlamelarno razdaljo v perlitu, to je skupno debelino cementitnih lamel in ferita v perlitu, smo merili v SEM pri povečavi 15 000 ×. Debelino cementitnih la-

mel smo izmerili s pomočjo merilnega okularja na mikroposnetkih, narejenih pri 10 000 × povečavi. Pri meritvah smo predpostavili, da so lamele pravokotne na površino obrusa na tistih mestih, kjer so najtanjše.

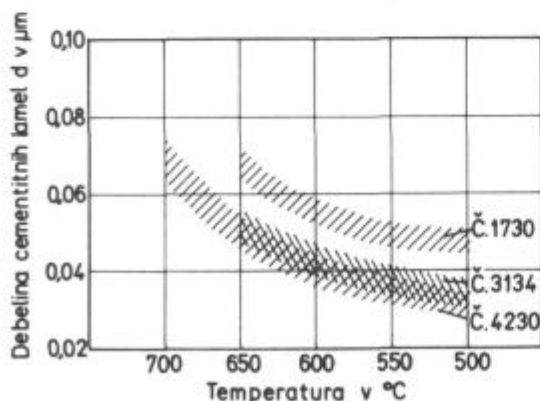
Medlamelarna razdalja in debelina cementitnih lamel se manjšata s padajočo temperaturo izotermne transformacije. Oba parametra sta odvisna od vsebnosti ogljika in se, ko se njegova vsebnost zvišuje, zmanjšujeta.

Legirni elementi Mn, Si in Cr premaknejo celotno področje transformacije v desno. Prav tako vplivajo legirni elementi tudi na medlamelarno razdaljo in debelino cementitnih lamel. Če primerjamo jekli Č. 1530 in Č. 3134, ki se razlikujeta le po vsebnosti Mn, vidimo, da ima jeklo, legirano z Mn, v celotnem področju transformacije manjšo medlamelarno razdaljo in drobnejše cementitne lamele. Podobno odvisnost opazimo tudi pri jeklu Č. 4230, legiranem s Si in Cr, če ga primerjamo z jeklom Č. 1730. Menimo, da vpliva predvsem Cr na zmanjšanje medlamelarne razdalje. Odvisnost medla-



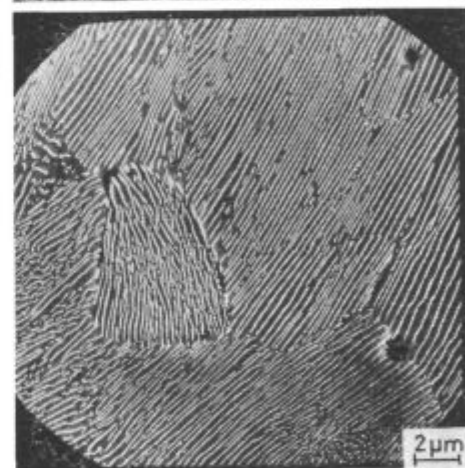
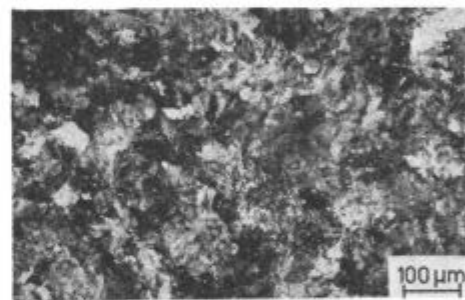
Slika 2 Vpliv temperature izotermne transformacije na medlamelarno razdaljo v perlitu.

Fig. 2. Temperature influence of the isothermal transformation on the interlamellar spacing in the pearlite structure



Slika 3 Vpliv temperature izotermne transformacije na debelino cementitnih lamel v perlitu.

Fig. 3. Temperature influence of the isothermal transformation on the thickness of the cementite lamellae in the pearlite structure



Slika 4a Mikrostruktura jekla Č. 4230, posneta v optičnem mikroskopu in v SEM, deformiranega pri 950 °C in izotermno transformiranega pri 700 °C (perlit, s 0,20 μm).

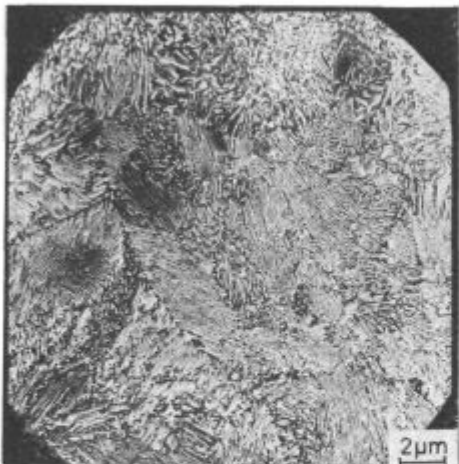
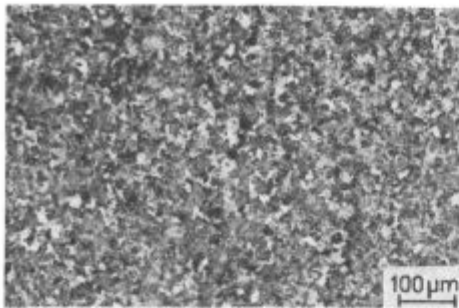
Fig. 4a. Microstructure of the steel Č. 4230, seen in the optical microscope and in SEM, deformed at 950 °C and isothermally transformed at 700 °C (pearlite, s 0,20 μm)

melarne razdalje in debeline cementitnih lamel od temperature izotermne transformacije je prikazana v diagramih na slikah 2 in 3.

Medlamelarno razdaljo smo merili tudi v nedeformiranih vzorcih in nismo opazili razlike v primerjavi z deformiranimi vzorci, oz. je ta v mejah merilnih napak. Podobno tudi nismo opazili razlik med rekristaliziranimi in nerekrystaliziranimi zrn. Stanje jekla, nedeformirano, deformirano ali rekristalizirano, vpliva predvsem na kinetiko perlitne transformacije.

4. MORFOLOGIJA CEMENTITNIH LAMEL

Morfološke značilnosti cementitnih lamel so pogojene s temperaturo transformacije in vsebnostjo legirnih elementov. Pri višjih transformacijskih temperaturah so cementitne lamele ravne in potekajo večinoma paralelno preko perlitnih zrn. S padajočo transformacijsko temperaturo je v perlitu vedno več diskontinuiranih in spačenih lamel (sl. 4). Cementitne lamele so najbolj degenerirane v temperaturnem področju transformacije, kjer je mikrostruktura perlitno bainitna. Taka mikrostruktura je prikazana na sliki 5. Pri nižjih temperaturah opazimo, da se je cementit izločil tudi po mejah avstenitnih zrn. Degeneracija cementnih lamel je manj izrazita, čim bolj se vsebnost C približuje eutektoidni sestavi in pri legiranih jeklih.

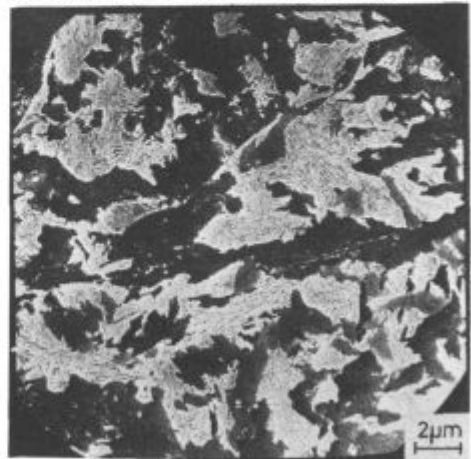
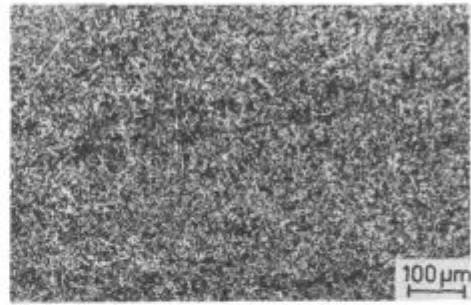


Slika 4b

Mikrostruktura jekla Č. 4230, posneta v optičnem mikroskopu in v SEM, deformiranega pri 950 °C in izotermno transformiranega pri 600 °C (perlit, s 0,09 μm).

Fig. 4b.

Microstructure of the steel Č 4230, seen in the optical microscope and in SEM, deformed at 950 °C and isothermally transformed at 600 °C (pearlite, s 0,09 μm)

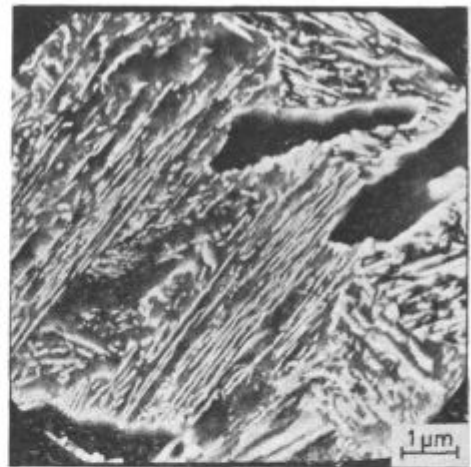


Slika 4c

Mikrostruktura jekla Č. 4230, posneta v optičnem mikroskopu in v SEM, deformiranega pri 950 °C in izotermno transformiranega pri 500 °C (bainit, bainitni ferit, perlit).

Fig. 4c.

Microstructure of the steel Č4230 as seen in the optical microscope and in SEM, deformed at 950 °C and isothermally transformed at 500 °C (bainite, bainitic ferrite, pearlite)



Slika 5

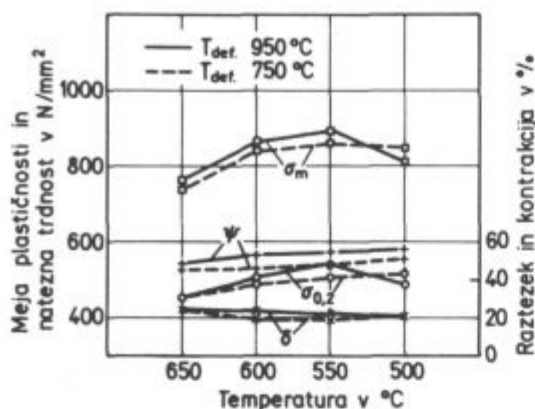
Mikrostruktura jekla Č. 1530, deformiranega pri 820 °C in izotermno transformiranega pri 500 °C (bainit, bainitni ferit, perlit).

Fig. 5.

Microstructure of the steel Č 1530, deformed at 820 °C and isothermally transformed at 500 °C (bainite, bainitic ferrite, pearlite)

5. MEHANSKE LASTNOSTI

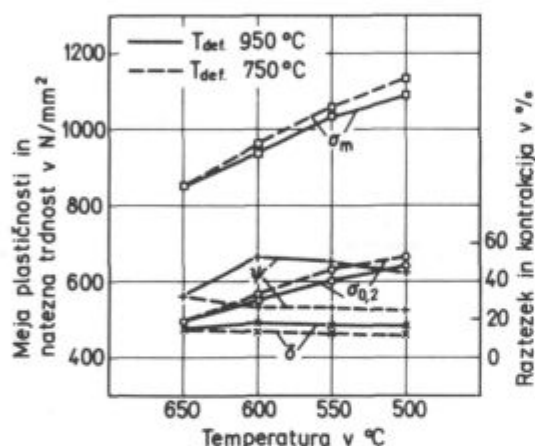
Mehanske lastnosti smo določili z nateznimi preizkusi. Meja plastičnosti in natezna trdnost jekel narašča-



Slika 6
Vpliv temperature izotermne transformacije na mehanske lastnosti jekla Č. 1530.

Fig. 6.

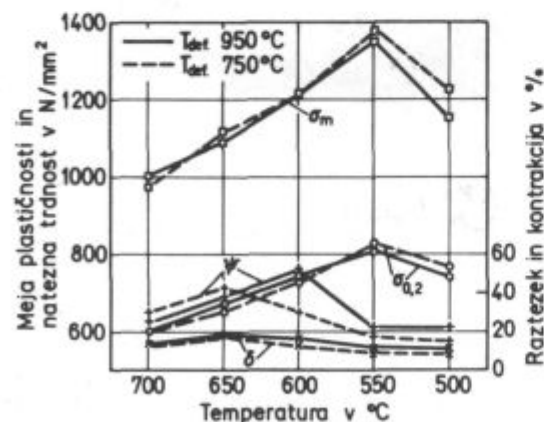
Temperature influence of the isothermal transformation on the mechanical properties of the steel Č. 1530



Slika 7
Vpliv temperature izotermne transformacije na mehanske lastnosti jekla Č. 1730.

Fig. 7.

Temperature influence of the isothermal transformation on the mechanical properties of the steel Č. 1730



Slika 8
Vpliv temperature izotermne transformacije na mehanske lastnosti jekla Č. 4230.

Fig. 8.

Temperature influence of the isothermal transformation on the mechanical properties of the steel Č. 4230

ta, ko se zmanjšuje medlamelarna razdalja, to je s padajočo temperaturo izotermne transformacije (sl. 6, 7, 8). V temperaturnem področju, ko dobimo pri transformaciji mešano mikrostrukturo iz perlita z degeneriranimi cementitnimi lamelami in iz grobega zgornjega bainita, meja plastičnosti in natezna trdnost padeta. Raztezek in kontrakcija sta podobno, vendar razen pri jeklu Č. 4230, v manjši meri odvisna od medlamelarne razdalje. Zlasti pri jeklu Č. 1530 je odvisnost neizrazita zaradi večjega deleža ferita v mikrostrukturi.

Pri natezni trdnosti in meji plastičnosti ni opaziti vpliva temperature deformacije, pri kontrakciji in deloma pri raztešku pa se opazi tendenca padanja vrednosti pri vzorcih, deformiranih pri nižjih temperaturah, ko v mikrostrukturi narašča delež nerekrystaliziranih zrn.

Na žilavost medlamelarna razdalja malo vpliva. Pri meritvah žilavosti smo opazili le tendenco, da imajo vzorci z manjšo medlamelarno razdaljo boljšo žilavost. Seveda pa ne smemo pozabiti, da vpliva na mehanske lastnosti tudi velikost kristalnih zrn.

Kar se tiče hladne preoblikovalnosti, se drobne cementitne lamelle lažje preorientirajo in jeklo ima boljšo kontrakcijo. Upoštevati pa moramo tudi mejo plastičnosti. Za dobro hladno predelavo želimo imeti pri dobri plastičnosti čim nižjo mejo plastičnosti, da je delo, potrebno za preoblikovanje, manjše.

6. KONTROLIRANO OHLAJANJE VALJANIH VZORCEV

Na osnovi teh preiskav smo vzorce istih jekel in jekla 45M5 (0,45 % C, 0,24 % Si, 1,30 % Mn, 0,02 % Al) zvaljali v več redukcijah v istem temperaturnem intervalu in izotermno transformirali pri enakih temperaturah. Da zagotovimo jeklu drobno lamelarno perlitno mikrostrukturo, moramo vzorce ohladiti na temperaturo izotermne transformacije tako hitro, da ne pride do kontinuirne perlitne transformacije. Pri tem moramo upoštevati, da poteka transformacija v jeklu z večjo deformacijsko energijo hitreje. Zato take pogoje ohlajanja lažje zagotovimo legiranim jeklom, ki imajo daljšo inkubacijsko dobo za pričetek perlitne transformacije. Rezultati teh preiskav so v primerih, ko smo vzorce ohladili na temperaturo izotermne transformacije pred pričetkom kontinuirne transformacije, podobni kot pri predhodnih raziskavah.

7. ZAKLJUČKI

Preiskave smo naredili z namenom, da opredelimo vpliv končne temperature deformacije, od katere je odvisno stanje avtenita (rekrystaliziran, delno rekrystaliziran, deformiran) in temperature izotermne transformacije na medlamelarno razdaljo, debelino cementitnih lamel in morfologijo perlita. Industrijsko izdelana jekla smo izbrali glede na kemično sestavo tako, da smo lahko določili tudi vpliv vsebnosti C, Mn in Cr na te parametre. Rezultate laboratorijskih preizkusov smo potrdili s preizkusi kontroliranega ohlajanja vzorcev, zvaljanih v več redukcijah.

Medlamelarna razdalja in debelina cementitnih lamel sta manjši, čim nižja je temperatura izotermne transformacije. Manjši sta tudi pri višji vsebnosti C in jeklih, legiranih z Mn in Cr. S padajočo transformacijsko temperaturo je v perlitu vedno več diskontinuirnih in spačnih lamel. Med popolnoma in delno rekrystaliziranimi in deformiranimi vzorci ter tudi nedeformiranimi vzorci nismo opazili razlik. Perlitna transformacija poteka hitreje v jeklu, ki ima več deformacijske energije. Meja

plastičnosti in natezna trdnost naraščata s padanjem medlamelarne razdalje in debeline cementitnih lamel. Razen pri jeklu Č. 4230 je ta odvisnost pri kontrakciji in raztežku manj izrazita. Opazi se padanje teh dveh parametrov, ko v mikrostrukturi narašča delež nerekrystaliziranih zrn. Mešana mikrostruktura iz degeneriranega perlita in grobega zgornjega bainita ima slabe mehanske lastnosti.

Literatura

1. R. W. K. Honeycombe: Transactions ISIJ; 1980, str. 139—146.
2. N. Shimizu, I. Tamura: Transactions ISIJ, 1978, str. 574—578
3. E. Hornbogen: Metallurgical Transactions, aug. 1979, str. 947—972
4. R. W. K. Honeycombe: Metal Science, jun. 1980, str. 201—214
5. J. V. Bee: Metallurgical Transactions, april 1978, str. 587—593
6. P. Pointner, K. Maier, F. Jeglitsch: HTM, 2, 1978, str. 71—83
7. D. J. Walker, R. W. Honeycombe: Metal Science, okt. 1978, str. 445—452
8. D. J. Walker, R. W. Honeycombe: Metal Science, maj 1980, str. 184—188
9. D. Cheetham, N. Ridley: Metal Science, 1975, str. 411—414
10. G. T. Eldis: J. Metals, marec, 1978, str. 5—10
11. H. Weissenberg, E. Hornbogen: Arch. Eisenhüttenwes., nov. 1979, str. 479—483
12. G. Kunze: HTM, 31978, str. 118—124
13. R. Wittek, P. Funke: Stahl und Eisen, 10, 1979, str. 509—513
14. D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj, K. Hribar: Raziskava perlitne transformacije v srednje in visoko ogljičnih jeklih za hladno vlečenje — I. del, Poročila Metalurškega inštituta v Ljubljani, 1978
15. D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj, K. Hribar: Raziskava perlitne transformacije v srednje in visoko ogljičnih jeklih za hladno vlečenje — II. del, Poročila Metalurškega inštituta v Ljubljani 1979
16. F. Vodopivec, A. Mežnar, A. Kelvišar: Železarski zbornik, 2, 1975, str. 81—87

ZUSAMMENFASSUNG

Ziel dieser Untersuchungen war den Einfluss der Verformungsendtemperatur auf den Austenitzustand (rekristallisiert, teilweise rekristallisiert, verformt) und der Temperatur der isothermen Umwandlung auf die Lamellenentfernung, die Dicke der Zementitlamellen und die Morphologie von Perlit festzustellen. Aus der üblichen Produktion genommene Vergütungsstähle Č. 1530, Č. 1730, Č. 3134, 45M5 und Č. 4230 sind so gewählt worden, dass der Einfluss von C, Mn und Cr auf die erwähnten Parameter bestimmt werden konnte. Die Ergebnisse der laboratorischen Untersuchungen sind durch die Versuche kontrollierter Abkühlung der Proben, ausgewalzt in mehreren Stichen, bestätigt worden.

Die Lamellenentfernung und die Dicke der Zementitlamellen sind um so kleiner je niedriger die Temperatur der isothermen Umwandlung ist. Die sind auch kleiner bei höherem Kohlenstoffgehalt und bei den mit Mn und Cr legierten Stählen.

Mit der fallenden Verformungstemperatur gibt es im Perlit immer mehr unförmige Lamellen. Zwischen der vollkommen und teilweise rekristallisierten und verformten und auch nichtverformten Proben konnten keine Unterschiede beobachtet werden. Die Perlitumwandlung verläuft schneller im Stahl mit höherer Verformungsenergie.

Die Streckgrenze und die Zugfestigkeit steigen bei fallender Lamellenentfernung und der Dicke der Zementitlamellen. Ausser bei dem Stahl Č. 4230 ist diese Abhängigkeit bei der Bruchschärfung und bei der Dehnung weniger ausgeprägt. Ein Fallen dieser zwei Parameter kann beobachtet werden, mit dem wachsenden Anteil der nichtrekristallisierten Körner in der Mikrostruktur. Eine gemischte Mikrostruktur aus degeneriertem Perlit und grobem oberem Bainit besitzt schlechte mechanische Eigenschaften.

SUMMARY

The investigations were made to determine the influence of final deformation temperature which influences the state of austenite (recrystallized, partially recrystallized, deformed), and of temperature of isothermal transformation on the interlamellar spacing, the thickness of cementite lamellae, and the morphology of pearlite. Industrially manufactured steel Č. 1530, Č. 1730, Č. 3134, 45M5, and Č. 4230 were chosen according to their chemical composition. Thus simultaneously also the influence of C, Mn, and Cr contents on these parameters was determined. The results of laboratory tests were confirmed by the test made on samples which were controlled cooled and rolled in more passes.

The interlamellar spacing and the thickness of cementite lamellae decrease with the decreased temperature of isothermal transformation. They are reduced also at higher carbon

content in steel alloyed with manganese and chromium. The decreasing transformation temperature causes that more and more discontinuous and distorted lamellae appear in pearlite. No differences were observed between the completely and partially recrystallized samples, neither between the deformed and the undeformed ones. Pearlitic transformation is faster in steel with higher deformation energy.

The yield point and the tensile strength increase with the reduced interlamellar spacing and the thickness of cementite lamellae. With the exception of Č. 4230 steel this relationship is less pronounced in contraction and elongation. The reduction of the two parameters can be observed when the portion of not recrystallized grains is increased in the microstructure. The mixed microstructure composed of divorced pearlite and coarse upper bainite has bad mechanical properties.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследования выполнены с целью, чтобы определить влияние окончательной темп-ры деформации от которой зависят: состояние аустенита (рекристаллизационное, частично рекристаллизационное, деформированное), температура изотермической трансформации на межпластинчатое расстояние, толщина цементитных ламель и морфология перлита. Стали \dot{C} . 1530, \dot{C} . 1730, \dot{C} . 3134 45 M5 и \dot{C} . 4230, изготовленные промышленным способом были выбраны, взяв во внимание химический состав, так, что можно было также установить влияние C , Mn и Cr на эти параметры. Результаты лабораторных опытов были подтверждены исследованием контрольных образцов с несколькими сокращениями.

Межпластинчатое расстояние и толщина ламель цементита тем меньше, чем ниже темп-ра изотермической трансформации.

Ламели также меньше при высшем содержании C и при сталях, легированных с Mn и Cr . С снижением темпе-

ратуры превращения в перлите оказываются все больше прерывных и бесформенных ламель.

Между вполне и частично рекристаллизированных и деформированных, а также недеформированных образцах разниц не было обнаружено. Перлитное превращение протекает быстрее в стали, которое содержит больше энергии деформации.

Предел пластичности и предел прочности при растяжении увеличиваются с снижением межпластинчатого расстояния и толщины ламель цементита. За исключением при стали марки \dot{C} . 4230 эта зависимость менее выразительна при сокращении и растяжении.

Отмечено падение этих параметров когда в микро-структуре увеличивается доля нерекристаллизированных зёрен. Разнородная микроструктура, состоящая из вырожденно перлита и грубого верхнего бейнита имеет очень плохие механические свойства.

Vključitev procesnega računalnika v raziskovalno delo na Metalurškem inštitutu v Ljubljani

UDK: 51924:562

ASM/SLA: X14k, A9, A5f, S12

B. Koroušič, J. Šegel



Uporaba računalnika na področju raziskovalnega dela in avtomatizacije laboratorijev na Metalurškem inštitutu v Ljubljani pomeni napredek in lahko korenito spremeni kakovost raziskav in razvoja metalurških ved.

Članek obravnava vključitev računalniškega sistema v raziskave in razvoj ter opisuje konfiguracijo sistema in specifikacijo opreme. Posebej je poudarjena vloga računalnika in vključevanje raziskovalcev v proces posodabljanja raziskovalnih metod. Matematično modeliranje metalurških in toplotno-tehničnih procesov igra pri tem pomembno vlogo, kar pa si brez sodobne računalniške opreme ni mogoče niti zamisliti.

UVOD

Za učinkovito izvajanje raziskovalnega in razvojnega dela se danes čedalje bolj uveljavlja uporaba računalnikov. Izkušnje priznanih raziskovalnih inštitucij, kot so MIT v ZDA, Marx-Planck Insitut v Düsseldorfu, MEFOS v Lulea in drugi, uporabljamo kot primer, kako organizirati raziskovalno in razvojno delo, da bi izkoristili vse možnosti, ki jih nudi obdelava informacij in razvoj matematičnih modelov ob uporabi računalniških sistemov.

Drugi zelo pomemben dejavnik je vključevanje in uporaba sodobnih raziskovalnih metod ter kvalitetna obdelava raziskovalnih rezultatov. To je danes edina garancija za uspeh v konkurenčni borbi, ki odrija vse tiste, ki se niso znali ali jim ni uspelo pravočasno organizirati in ustvariti pogoje za razvoj tistega znanja, ki je na tržišču iskano in ima zanimivo ceno. Metalurški inštitut v Ljubljani je začel spremljati razvoj uporabe procesnih računalnikov že leta 1972. Zaradi nejasne koncepcije razvoja vključevanja inštituta v to področje smo celo desetletje ostali zunaj tega področja, pa tudi zunaj dogajanj v slovenskih železarnah.

V letu 1982 smo podpisali pogodbo s ENERGOINVESTOM iz Sarajeva o nakupu procesnega računalniškega sistema, tipa IRIS 23/30. Prvi del sistema je bil instaliran 25. januarja 1984, telemetrijska postaja TLC 11-MJF junija 1984 in procesni del SCADA maja 1985.

V tem prispevku želimo dati nekatere tehnične podatke o konfiguraciji instaliranega računalniškega sistema in opisati nekatere naloge in cilje, ki jih želimo doseči na področju uvajanja procesne računalniške tehnike v metalurške obrate.

1. OPIS RAČUNALNIŠKEGA SISTEMA IRIS 23/30

Pred pričetkom izvajanja investicije smo izdelali projektno raziskovalno nalogo, v kateri smo natančno opredelili cilje:

- * specifikacija računalniške in programske opreme,
- * način vključevanja računalnika v posamezna področja raziskav in razvoja,
- * pregled potreb in možnosti vključevanja računalniškega sistema v raziskovalno delo,
- * organizacijska in kadrovska vprašanja.

K sodelovanju pri projektu smo pritegnili sodelavce iz železarne Ravne, ki so nam bili v veliko pomoč pri oblikovanju in specifikaciji programske in aparaturne opreme.

Zavedali smo se, da je nabava procesne računalniške opreme povezana z velikimi finančnimi vlaganji, ki jih Metalurški inštitut ne bo zmogel opraviti. Zato smo se odločili za kompromisno rešitev, ki upošteva realne finančne možnosti, kar pomeni nabavo manjšega računalniškega sistema s sodobno konfiguracijo in ki bo namenjen predvsem za potrebe raziskovalnega dela.

Specifikacija aparaturne opreme je naslednja:

- procesor CPU LSI 11/23 PLUS, ki ima možnost kasnejše razširitve centralnega spomina od sedanjih 256 KB do 4 MB,
- Winchester disk s kapaciteto 30.5 MB,
- trije alfanumerični video terminali, tipa VT 101,
- operatorska konzola LA 34,
- disk kontroler s Floppy diskom 1 MB,
- DLV 11-JA štirikanalni asinhroni interface,
- DLV 11-E dvokanalni interface,
- serijski pisalnik 180 cps, tipa LA 120 RA,
- programski jeziki: BASIC PLUS 2, FORTRAN

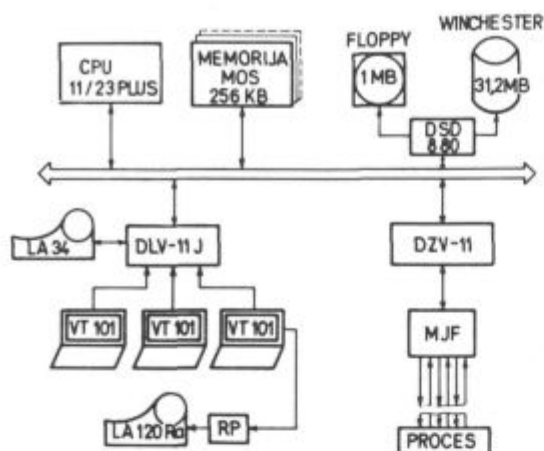
IV, ASSEMBLER,

- aplikacijski program SCADA,
- telemetrijska postaja TLC 11-MJF, kapacitete:
- 32 digitalnih vhodov
- 8 analognih vhodov
- 8 digitalnih izhodov

2. VKLJUČITEV RAČUNALNIŠKEGA SISTEMA V RAZISKOVALNO DELO

Osnovne naloge računalniškega sistema lahko definiramo takole:

- vključevanje matematičnega in računalniškega modeliranja v raziskovalno delo na področju metalurških in toplotnih procesov,
- razvoj prototipnih modelov krmiljenja proizvodnih procesov,
- pomoč računalnika pri vrednotenju raziskovalnih rezultatov,
- izdelava tehnološke banke podatkov kot pomoč pri izvajanju raziskovalnega dela in transfera znanja,
- vključevanje računalnika v splošni obseg informacijskega sistema (spremljanje in nadzor projektov in raziskovalnih nalog, INDOC center in podobno).



Slika 1

Konfiguracija računalniškega sistema na Metalurškem inštitutu v Ljubljani (stanje maj 1985)

Fig. 1

Configuration of the computer system at the Institute of Metallurgy in Ljubljana (May 1985)

Organizacijski in kadrovske pristop uvedbe računalnika sloni predvsem na neposredni uporabi računalnika pri raziskovalcih in drugem osebju. Od samega začetka smo se zavedali, da od vseh uporabnikov ne moremo pričakovati poglobljenega znanja operacijskega sistema, programskih jezikov in načina priključevanja industrijskih procesov na računalnik.

Potreba po takšnem znanju se občasno pojavi in zahteva izkušenega strokovnjaka, ki na tem področju dela kontinuirano. Tudi pri terminalski uporabi standardnih programskih paketov (npr. statistično-matematične operacije) je potrebno imeti določeno znanje in izkušnje.

Zlasti pomembno je zagotoviti neposredno uporabo računalnika pri raziskovalcih, kar je mogoče doseči postopno z izobraževanjem osebja.

Posebej bi poudarili pomen matematičnega modeliranja. S pomočjo matematičnih modelov lahko povečamo teoretično razumevanje obnašanja procesov in soodvisnosti med ključnimi spremenljivkami procesa. Modeli dajejo možnost istočasnega spreminjanja večjega števila vplivnih parametrov in iskanje optimalnih pogojev za delovanje procesov, to je pogosto cenejše, kot izvajanje obsežnih in dragih poizkusov na pilotni ali industrijski napravi.

Izkušnje so pokazale, da si pri planiranju poizkusov v obratu lahko z modeli pomagamo določiti obseg in pogoje preizkušanja. Modeli so v pomoč pri vrednotenju in risanju rezultatov poizkusov, in ne nazadnje, modeli se čedalje bolj uporabljajo za vodenje in optimizacijo proizvodnje.

3. ZAKLJUČKI

Z nabavo procesnega računalniškega sistema je Metalurški inštitut ustvaril pogoje za vključitev v sodobne metode raziskovanja. Računalniški sistem omogoča interaktivno in paketno obdelavo podatkov, omogoča večnamensko uporabo pri raziskovalnem delu in korenito posega v spremembo kakovosti raziskav ter razvoja na področju metalurških znanosti.

Inštitut občutno zaostaja pri uporabi računalnika pri raziskovalnem delu v primerjavi z razvitim svetom in se je zato v zadnjem obdobju oddaljil od dejanskih potreb združenega dela v slovenskih železarnah.

Predvsem je treba povečati obseg uporabe matematičnega modeliranja, operacijskih raziskav in simuliranja ter poizkusnega vodenja metalurških procesov s pomočjo računalnika.

Zamujenega ni mogoče čez noč nadoknaditi, toda naša možnost je v pospešenem prenosu akumuliranega klasičnega znanja v programske pakete in postopno vključevanje vseh raziskovalcev, zlasti mlajših, v proces izobraževanja in izkoriščanja računalniških zmogljivosti na vseh področjih.

ZUSAMMENFASSUNG

Mit der Anschaffung des Prozessrechners sind am Hütteninstitut Bedingungen für die Einschliessung in die modernen Forschungsmethoden geschaffen worden. Das Rechnersystem ermöglicht interaktive und Paketartige Datenbearbeitung, macht eine mehrzweckige Anwendung bei der Forschungsarbeit möglich und hat gründlich die Qualität der Forschungen und der Entwicklung auf dem Gebiet der Eisenhüttenwissenschaften geändert.

Das Institut ist bei der Anwendung des Rechners in der Forschungsarbeit im Vergleich zu der Entwickelten Welt erheblich zurückgeblieben, und hat sich in der letzten Zeit von den

tatsächlichen Bedürfnissen der Slowenischen Hüttenwerke entfernt.

Vor allem ist der Umfang der Anwendung mathematischer Modelle, der operativen Forschungen, der Simulation und der Versuchssteuerungen der Hüttenprozesse mit Hilfe des Rechners zu vergrößern. Das Versäumte kann nicht über die Nacht nachgeholt werden. Unsere Chance ist jedoch in der beschleunigten Übertragung des akkumulierten Wissens in die Programmpakete und beschleunigte Einschliessung aller Forscher, besonders junger, in die Ausbildungsprozesse, um die Rechnerkapazitäten auf allen Gebieten auszunutzen.

SUMMARY

Purchase of process computer enabled that the Institute of Metallurgy created the conditions for modern methods of research work. The computer system enables the interactive and pack treatment of data, enables more-purpose application in research work, and radically changes the quality of research and development in the field of metallurgical sciences.

So far the Institute was well behind the developed world in application of computer in research work, and thus in the recent time it could not fulfill the actual needs of Slovene Ironworks anymore.

First of all, the extent of mathematical modelling, operational research and simulations must be increased together with the trial to control the metallurgical processes by the computer.

The lost cannot be compensated overnight, but our chance is in speeded transfer of accumulated classical knowledge into software and accelerated inclusion of all research workers, especially of younger ones, into the process of education and use of computer capacities in all the fields.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С приобретением процессной вычислительной машины оти. с применением процессной схемы в металлургическом институте в Любляне (Словения) созданы условия для выполнения современных исследовательских методов.

Вычислительная схема дает также возможность взаимодействия и пакетной обработки данных, многостороннему употреблению при исследовательских работах и обстоятельное принятие решительных мер при изменении качества исследования и развития в области металлургических наук.

В сравнении с развитыми странами Металлургический институт существенно отстает в употреблении счетчика для исследовательских работ, а в последнее время устра-

нился от фактических потребностей объединенного труда словенских металлургических заводов.

Главным образом надо увеличить объем употребления математического моделирования при оперативных исследованиях и опытное управление металлургических процессов при помощи вычислительной машины.

Упущенное нельзя возместить с сегодня на завтра, но имеются надежные шансы о ускоренной передаче накопленного классического знания в программ пакет, ускоренное включение всех исследователей, в особенности младших, в процесс образования и пользование расчетных эффективных мощностей во всех областях.

Faint, illegible text, possibly bleed-through from the reverse side of the page.

Faint, illegible text, possibly bleed-through from the reverse side of the page.

Faint, illegible text, possibly bleed-through from the reverse side of the page.

ZA BOLJŠI JEZIK

Andrej Paulin, prof. dr. dipl. inž.,
FNT – VTOZD Montanistika

O izrazih s področja preiskave (kovinskih) materialov

Pred nedavnim sta preko Zveze inženirjev in tehnikov Slovenije prišla v slovenski prevod dva standarda s področja preiskave materialov. Ob tej priliki se je pokazalo, da niso v celoti usklajeni izrazi, ki jih na tem področju uporabljajo različne tehnične stroke. Ker preiskave kovinskih materialov spadajo v metalurgijo, je bila tehniška sekcija terminološke komisije pri ŽRS SA-ZU mnenja, da so v tem primeru metalurgi najbolj poklicani, da dajo predloge za sporne ali neuskajane izraze.

V čem je stvar? Najbolj nedorečeni so nekateri izrazi povezani s pojavoma lezenje in tečenje. Po številnih pogovorih s strokovnjaki, ki se s preiskavo materialov ukvarjajo, so se izoblikovali naslednji predlogi izrazov in njihovih definicij:

Tečenje: definicija: plastična deformacija kovin pri obremenjevanju z utrjevanjem ali brez njega.

Napetost tečenja: definicija: napetost, pri kateri se začne kovina merljivo plastično deformirati. Dodatna pojasnila: prej smo za ta pojem uporabljali izraz meja plastičnosti. Ločimo zgornjo in spodnjo napetost tečenja ter izrazito in dogovorno napetost tečenja.

Zgornja napetost tečenja: definicija: napetostni prag, pri katerem se sproži tečenje.

Spodnja napetost tečenja: definicija: napetost, pri kateri poteka deformacija brez utrjevanja. Dodatna pojasnila: Kadar se pojavljata zgornja in spodnja napetost tečenja, govorimo o **izraziti napetosti tečenja**, pojavlja pa se samo pri materialih, kjer nastopa pojav tečenja.

Dogovorna napetost tečenja: definicija: napetost, pri kateri nastopi dogovorjeni trajni raztezek. Dodatna pojasnila: uporabljamo jo pri materialih, kjer ne nastopa pojav tečenja.

Lezenje: definicija: počasna, časovno odvisna zvezna deformacija materiala pri dolgotrajni obremenitvi.

Pri nateznem preizkusu dobimo v diagramu napetost-raztezek karakteristično krivuljo materiala, ki jo slovensko lepo imenujemo **napetostno-deformacijska značilnica**.

Nadaljnje nejasnosti se včasih pojavljajo v zvezi z izrazi raztezek, razteg, skrček, itn. Zato v naslednji tabeli dajem primerjavo med tremi vrstami pojavov, ki nastopajo pri preiskavi materialov, ter definicije pojmov, ki so posledica teh pojavov:

Dejanje	V merskih enotah izražen učinek ¹	V odstotkih izražen učinek ²	Največji dosegljiv učinek kot lastnost materiala ³
raztezanje	razteg	raztezek	razteznost ⁴
krčenje	skrček	skrčitev	—
zoževanje	zožek	zožitev	zoženost ⁵

¹ razteg in skrček izražamo v mm, zožek v mm²

² brezdimenzijsko razmerno število, izraženo v odstotkih. Izraz **raztezek v odstotkih** je nepotreben.

³ nastopa pri pretrgu in je izražena v odstotkih.

⁴ včasih smo jo imenovali **raztezek pri pretrgu**.

⁵ sinonim pri preizkavi materiala je **kontrakcija**.

Večkrat srečamo izraza imenski in nazivni kot slovenska za tujko nominalen. V čem je med njima razlika? Razlike ni, le da se je izraz naziven v preteklosti uveljavil v elektrotehniki, izraz imenski pa v strojništvu in ker včasih ni bilo usklajanja med strokami, sta se oba izraza v svojih okoljih tako udomačila, da bi bilo nesmiselno enega od njih preganjati ali na silo doseči poenotenje. Tako elektrotehniki govorijo o nazivni napetosti (izraženi v voltih), strojniki pa o imenski napetosti (izraženi v N/m² ali Pa). Zato bomo tudi pri preiskavi materialov uporabljali izraz **imenska napetost** (najpogosteje v N/mm²).

Se tri pojme bi rad pojasnil, ki pa niso tako ozko povezani z nateznim preizkusom, čeprav spadajo v področje preiskave materialov.

Lom: definicija: učinek lomljenja. Dodatna pojasnila: večkrat se ta izraz uporablja tudi za videz prelomne ploskve. Vendar bi bilo bolje prelomno ploskev (ter tudi njen videz) imenovati **prelomnina** (po analogiji z ravnina), npr. školjkasta prelomnina, ipd.

Zlom: definicija: učinek zlomitve. Dodatna pojasnila: pri zlomu je poudarek na enkratnem dovršenem dejanju.

Prelom: definicija: porušitev pri upogibu.

Na koncu želim poudariti, da so predlagani izrazi in definicije pojmov sicer že plod določenega usklajevanja, vendar jih s takšno objavo dajem kot predlog v razpravo strokovni javnosti ter bodo vse konstruktivne pripombe in dopolnila ali mnenja nadvse dobrodošla.

Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Člani dr. Jože Rodič, dipl. inž., Franc
Mlakar, dipl. inž., dr. Aleksander Kveder, dipl. inž., dr. Ferdo Grešovnik,
Darko Bradaškja, tehnični urednik

Oproščeno plačila prometnega davka na podlagi mnenja Izvršnega sveta SRS
— sekretariat za informacije št. 421-1/172 od 23. 1. 1974

Naslov uredništva: ZPSŽ — Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, tel. št. 81-341
int. 2619 — Tisk: TK »Gorenjski tisk«, Kranj

VSEBINA

UDK: 669.15-194.3:669-124.4

ASM/SLA: TS, F28

Metalurgija — orodna jekla — vlečenje

B. Arzenšek, L. Kosec, I. Kos, A. Godec

Vlečenje žice iz orodnega jekla Č.4650

Železarski zbornik 19 (1985) 3 s 85—88

Ugotavljali smo sposobnosti vlečenja orodnega jekla Č.4650 (OCR 12sp. — 2,1 % C, 11,5 % Cr, 0,70 % W). Naredili smo preizkuse stiskanja in vlečenja žice pri različnih temperaturah. Med vlečenjem smo merili vlečne sile in poleg temperature ugotavljali tudi vpliv mazivne prevleke in priprave površine žice na vlečenje.

Iz rezultatov smo ugotovili, da so primerne temperature za vlečenje jekla nad 700°C, da ima mazivna prevleka baker + grafit dobre mazivne sposobnosti za vlečenje pri povišanih temperaturah in da imata lužena in peskana površina žice podoben vpliv na vlečenje žice.

Avtorski izvleček

UDK: 669.153.258.8:620.184.2

ASM/SLA: TS, M9-69

Metalurgija — jeklo za utope — segregacije — žarjenje

M. Torkar, F. Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič

Raziskava mikroizcejev v jeklu utop Mo2 s strjevalno mikrostrukturo

Železarski zbornik 19 (1985) 3 s 89—91

Članek obravnava dogajanje v jeklu za utope med žarjenjem pred valjanjem. Mikrohomogenost jekla je bistvenega pomena za doseganje dobre zdržljivosti orodij za delo v vročem.

Pokazalo se je, da dosedanji interni predpisi predvidevajo prekratke čase homogenizacijskega žarjenja jekla s strjevalno strukturo, kar onemogoča doseganje dobre homogenosti jekla.

Izmerjena je bila intenzivnost izcejanja kroma, molibdena in vanadija pred in po homogenizacijskem žarjenju.

Zaradi naraščanja velikosti zrn med homogenizacijskim žarjenjem, je potrebno poiskati optimum med še dopustno stopnjo izcejanja, velikostjo zrn ter naraščanjem stroškov pri daljšem žarjenju.

Avtorski izvleček

UDK: 669.15-194.52

ASM/SLA: CNg, M21g

Metalurgija — jekla za poboljšanje — medlamelarna razdalja

D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj

Medlamelarna razdalja v podevtektoidnih jeklih

Železarski zbornik 19 (1985) 3 s 93—98

V jeklih s pretežno perlitno mikrostrukturo so mehanske lastnosti in preoblikovalnost v hladnem v precejšnji meri odvisne od medlamelarne razdalje in debeline cementitnih lamel.

Medlamelarna razdalja in debelina cementitnih lamel sta manjši, čim nižja je temperatura izotermne transformacije. Manjši sta tudi pri višji vsebnosti C in jeklih legiranih z Mn in Cr. Stanje austenita, popolnoma ali delno rekrystaliziran in deformiran, ne vpliva na medlamelarno razdaljo in debelino cementitnih lamel. Perlitna transformacija pa poteka hitreje v jeklu, ki ima več deformacijske energije. Drobno lamelarna perlitna mikrostruktura ima boljše mehanske lastnosti.

Avtorski izvleček

UDK: 519.24:562

ASM/SLA: X14k, A9, A5f, S12

Računalnik — konfiguracija sistema — metalurgija — raziskovalno delo

B. Koroušič, J. Šegel

Vključitev procesnega računalnika v raziskovalno delo na metalurškem inštitutu v Ljubljani

Železarski zbornik 19 (1985) 3 s 99—101

Uporaba računalnika na področju raziskovalnega dela in avtomatizacije laboratorijev na Metalurškem inštitutu v Ljubljani. Opis konfiguracije sistema in specifikacije opreme. Vloga računalnika in vključevanje raziskovalnega kadra v proces posodabljanja raziskovalnih metod.

Avtorski izvleček

INHALT

UDK: 669.153.258.8:620.184.2

ASM/SLA: TS, M9-69

Metallurgie — Matrizenstahl — Ausscheidungen — Glühen

M. Torkar, F. Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič

Untersuchungen der Mikroseigerungen im Stahl UTOP Mo2 mit der Erstarrungsmikrostruktur.

Železarski zbornik 19 (1985) 3 S 89—91

Im Artikel wird das Vorgehen im Stahl für Matrizen während des Glühens, vor dem Walzen behandelt. Eine Mikrogleichmäßigkeit von Stahl ist von wesentlicher Bedeutung für die Erzielung guter Haltbarkeit der Werkzeuge für die Warmarbeit.

Es hat sich gezeigt dass die jetzigen internen Vorschriften ein zu kurzes Diffusionsglühen für den Stahl mit der Erstarrungsstruktur vorschreiben.

Die Seigerungsintensität von Chrom, Molybden und Vanadin vor und nach dem Diffusionsglühen ist ausgemessen worden.

Wegen der Grobkornbildung während des Diffusionsglühens ist ein Optimum zwischen dem noch zulässigen Seigerungsgrad, der Korngröße und den steigenden Kosten bei längeren Glühzeiten zu finden.

Auszug des Autors

UDK: 669.15-194.3:669-124.4

ASM/SLA: TS, F28

Metallurgie — Werkzeugstähle — Ziehen

B. Arzenšek, L. Kosec, I. Kos, A. Godec

Ziehen von Draht aus Werkzeugstahl Č. 4650

Železarski zbornik 19 (1985) 3 S 85—88

Die Ziehbarkeit vom Werkzeugstahl Č. 4650 (OCR 12 sp. — 2,1 % C, 11,5 % Cr, 0,70 % W) ist untersucht worden. Stauch und Ziehversuche an Draht bei verschiedenen Temperaturen sind durchgeführt worden. Während des Ziehvorganges ist die Ziehkraft gemessen worden. Neben dem Einfluss der Ziehtemperatur ist auch der Einfluss der Oberflächenvorbereitung von Draht und des Schmierüberzuges auf die Ziehbarkeit untersucht worden.

Aus den Ergebnissen kann entnommen werden, dass die geeigneten Ziehtemperaturen über 700°C sein sollten, dass der Schmierüberzug Kupfer + Graphit gute Schmierfähigkeit bei erhöhten Temperaturen besitzt und, dass die gebeizte und die Sandgestrahlte Draht-Oberfläche einen ähnlichen Einfluss auf die Ziehbarkeit haben.

Auszug des Autors

UDK: 519.24:562

ASM/SLA: x14k, A9, A5f, S12

Rechner — Metallurgie — Forschungsarbeit

B. Koroušič, J. Šegel

Einführung des Prozessrechners in die Forschungsarbeit im Hütteninstitut in Ljubljana

Železarski zbornik 19 (1985) 3 S 99—101

Anwendung des Rechners auf dem Gebiet der Forschungsarbeit und der Automatisierung der Laboratorien im Hütteninstitut in Ljubljana. Beschreibung der Konfiguration des Systems und der Spezifikation der Einrichtungen. Die Rolle des Rechners und die Einschliessung der Forscher in den Prozess der Modernisierung der Forschungsmethoden.

Auszug des Autors

UDK: 669.15-194.52

ASM/SLA: CN-g, M21 g

Metallurgie — Vergütungsstähle — Lamellenentfernung

D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj

Lamellenentfernung in Untereutektoiden Stählen

Železarski zbornik 19 (1985) 3 S 93—98

In Stählen mit vorwiegend perlitischer Mikrostruktur sind die mechanischen Eigenschaften und die Kaltumformbarkeit erheblich von der Lamellenentfernung und der Dicke der Zementitlamellen abhängig.

Die Lamellenentfernung und die Dicke der Zementitlamellen sind um so kleiner, je niedriger die Temperatur der isothermen Umwandlung ist. Die sind auch kleiner bei höherem Kohlenstoffgehalt und bei den mit Mn und Cr legierten Stählen. Der Zustand von Austenit, vollkommen oder teilweise rekristallisiert und verformt, beeinflusst die Lamellenentfernung und die Dicke der Zementitlamellen nicht. Die Perlitumwandlung verläuft schneller im Stahl mit höherer Verformungsenergie. Ein feinlamellares Perlitgefüge besitzt bessere mechanische Eigenschaften.

Auszug des Autors

CONTENTS

<p>UDK: 669.046.464 ASM/SLA: D, Mn Metallurgy — Ironmaking</p> <p>G. Todorović, B. Dobovišek, J. Lamut, L. Šketa, M. Tolar Direct Reduction of Manganese from Iron Ores Železarski zbornik 19 (1985) 3 P 55—59</p> <p>Acid and basic sinter with the basicities CaO/SiO₂ 0.70 and 1.10 was prepared. Ljubija limonite with additions of dolomite, limestone, and coke was sintered in the laboratory equipment. Sinters were then reduced in graphite crucible in Tammann furnace. Sinter/coke ratio was 3:1 which corresponds to conditions in pig-iron manufacturing practice. Reduction took place at 1550 °C while the duration of experiments varied. Experimental results show that in reduction of basic and acid sinter the manganese content in pig iron increases with the increasing time of reduction, which is more pronounced in basic sinters since MnO is not so strongly bound to slag constituents as it is the case with the acid sinters. Appearance of the first metallic manganese is connected with the appearance of the first metallic iron.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	<p>UDK: 669.182.71:669.891 ASM/SLA: D8p Metallurgy — Secondary Refining — CaSi Injection</p> <p>V. Prešern, T. Debelak, G. Manojlović, P. Bračun Technological Possibilities of Manufacturing Quality Steel by Introducing the CaSi Injection Procedure in Store Ironworks Železarski zbornik 19 (1985) 3 P 61—66</p> <p>The new technology of steelmaking in the steel plant in Store is described. Steel is continuously cast on a 4-strand machine into billets 100 × 100 or 140 × 140 mm. Due to small dimensions of the casting nozzle the steel could not be killed with aluminium. In order to obtain purer steel with less inclusions and with modified composition of inclusions, the CaSi injection procedure was introduced.</p> <p>The achieved results are presented showing the influence of injected CaSi on the content of some elements in steel which was killed with aluminium (sulphur, oxygen, silicon, aluminium), and on the number, shape, and type of non-metallic inclusions.</p> <p>The basis of the new manufacturing technology for some steel qualities in electric arc furnace and in ladle is also given.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>
<p>UDK: 669.017.620.18 ASM/SLA: M26, 27 Metallurgy — Dual Steel</p> <p>A. Kveder Contribution to Mastering Steel with Dual Microstructure Železarski zbornik 19 (1985) 3 P 67—70</p> <p>The paper treats the laboratory manufacturing and testing of steel with dual microstructure. Emphasis is given to steel being alloyed in such a way that no imported ferroalloys are needed.</p> <p>The melts were made in a 20-kg furnace, and the ingots hot rolled into a strip. Heat treatment and mechanical tests were made.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	<p>UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, R1h, W18S Metallurgy — Stainless Steel — Electric Arc Furnace — VOD — Thermodynamics</p> <p>N. Smajić Research in the Field of Optimizing the Manufacturing Heat-Resistant and Corrosion-Resistant Steel Železarski zbornik 19 (1985) 3 P 71—74</p> <p>Some more important results of research made till now in the field of optimizing technological and economical parameters in manufacturing austenitic stainless steel by the standard and modern duplex arc furnace — VOD process being in use since 1978 are described. Comparison of results obtained by the MIS — VOD mathematical model and the actual results described in references is satisfactory.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>
<p>UDK: 621.78.0192 ASM/SLA: W27n Combustion — Oxygen Probe — Heat Engineering — Metallurgy — Research Work</p> <p>B. Glogovac, T. Kolenko, B. Koroušić, F. Rus Control of Air-Ratio Regulation by Oxygen Probe Železarski zbornik 19 (1985) 3 P 75—78</p> <p>Application of oxygen probe with stabilized zirconia to control the operation of the air-ratio regulation. Calculation of combustion parameters by a mathematical model, and evaluation of results of measurements with oxygen probe.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	<p>UDK: 669.15'26'28'292 — 194.621.789 ASM/SLA: TS, Q26s, N8a Metallurgy — CrMoV Steel — Tempering — Structure Change</p> <p>B. Ule, F. Vodopivec, A. Rodič Temper brittleness of Die Steel Železarski zbornik 19 (1985) 3 P 79—83</p> <p>Hot-working die steel Č.4751 is after tempering in the interval 620 to 640 °C brittle with characteristic intergranular fracture. Brittleness of steel increases with the increased hardening temperature and with reduced cooling rate after tempering.</p> <p>Appearance of intergranular brittleness after tempering is reversible, and it is caused by the equilibrium segregating of phosphorus and sulphur on crystal boundaries where are precipitated also carbides during cooling.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>

