



ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA

	Stran		
Prešern Alojz — Metalurški inštitut Ljubljana		Koroušič Blaženko — Metalurški inštitut Ljubljana	
30 LET RAZISKOVALNEGA DELA NA SŽ — METALURŠKEM INŠTITUTU LJUBLJANA	3	PRISPEVEK K TERMODINAMIKI REAKCIJ, KI NASTANEJO PRI EPŽ-PROCESU	65
Smajič Nijaz — Metalurški inštitut Ljubljana		Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana	
TERMODINAMIKA V PROIZVODNJI NERJAVNEGA JEKLA	11	M. Gabrovšek — Železarna Jesenice	
Todorovič Gojko, J. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana		RAZISKAVE RELATIVNE PLASTICNOSTI VKLJUČKOV MANGANOVEGA SULFIDA PRI VROČEM VALJANJU NEKATERIH KONSTRUKCIJSKIH JEKEL	73
RAZZVEPLANJE GRODLJA S PLAVZNO ŽLINDRO OBOGATENO z MgO	21	Uršič Viktor — Metalurški inštitut Ljubljana	
Lavrič Tea, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana		VPLIV PESKA JEDER NA LASTNOSTI ENOTNEGA BENTONITNEGA PESKA	81
F. Grešovnik — Železarna Ravne		Osojnik Andreja, T. Lavrič, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana	
V. Osterc — Inštitut za geologijo Ljubljana		STUDIJ METODIKE DOLOČEVANJA KARBONITRIDOV V MIKROLEGIRANIH JEKLIH	87
VPLIV TOPLOTNE OBDELAVE NA RAZTAPLJANJE IN IZLOČANJE KARBIDOV V LEDEBURITNIH ORODNIH JEKLIH	29	Wohinz Janez, J. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana	
Kmetič Mitja, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana		MOŽNOSTI IZKORIŠČANJA ODPADNIH SUROVIN ZA POTREBE METALURGIJE	93
M. Gabrovšek — Železarna Jesenice		Kosec Ladislav — Metalurški inštitut Ljubljana	
KINETIKA NASTAJANJA FERITA V MIKROLEGIRANEM JEKLU	39	DEFORMACIJA IN PORUSITEV V NEKATERIH DVO ALI VEČFAZNIH ZLITINAH	99
Kveder Aleksander, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana		Žvokelj Janez — Metalurški inštitut Ljubljana	
BOR V MIKROLEGIRANEM KONSTRUKCIJSKEM JEKLU	49	UTRUJANJE S KONČNIM STEVILOM NIHAJNIH OBREMENTEV DO LOMA	107
Prešern Vasilij — Metalurški inštitut Ljubljana		TEHNIČNE NOVICE	
SINTETIČNO TALILO ZA JEKLARSKO TEHNOLOGIJO	57	Arh Jože — Železarna Jesenice	
		PRVO POSVETOVANJE O KONTINUIRNEM VLIVANJU V LINZU POD NASLOVOM: CONTINUOUS CASTING CONFERENCE, 1979	115

LETO 14 ŠT. 1/2-1980

ŽEZB BQ 14 (1/2) 1-116 (1980)

451855*

ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INSTITUT

LETO 14

LJUBLJANA

APRIL 1980

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
Stran	Seite	Page	
Prešern Alojz 30 let raziskovalnega dela na SZ — Metalurškem inštitutu Ljubljana 3 UDK: 669:001.891 ASM/SLA: A9k, A9m	Prešern Alojz 30 Jahre der Forschung am Hütteninstitut Ljubljana 3 UDK: 669:001.891 ASM/SLA: A9k, A9m	Prešern Alojz 30 Years of Research Work at Metallurgical Institut Ljubljana 3 UDK: 669:001.891 ASM/SLA: A9k, A9m	Prešern Alojz 30 лет исследовательской деятельности Metalлургического института в Любляне. 3 UDK: 669:001.891 ASM/SLA: A9k, A9m
Smajić Nijaz Termodinamika v proizvodnji nerjavnega jekla 11 UDK: 669.14.018.8:669.184; 681:34 ASM/SLA: SS, D11, P12	Smajić Nijaz Thermodynamik in der Erzeugung von nichtrostenden Stählen 11 UDK: 669.14.018.8:669.184; 681:34 ASM/SLA: SS, D11, P12	Smajić Nijaz Thermodynamics in Manufacturing Stainless Steel 11 UDK: 669.14.018.8:669.184; 681:34 ASM/SLA: SS, D11, P12	Smajić Nijaz Термодинамика в производстве нержавеющей стали. 11 UDK: 669.14.018.8:669.184; 681.34 ASM/SLA: SS, D11, P12
Todorović Gojko, J. Lamut Razžveplanje grodja s plavžno žilindro obogateno z MgO 21 UDK: 669.162.267.6/2 ASM/SLA: D11n, D1g, CI-a	Todorović Gojko, J. Lamut Entschwefelung von Roheisen mit der an MgO reichen Hochofenschlacke 21 UDK: 669.162.267.6/2 ASM/SLA: D11n, D1g, CI-a	Todorović Gojko, J. Lamut Desulphurisation of Pig Iron With Blast Furnace Slag Enriched With MgO 21 UDK: 669.162.267.6/2 ASM/SLA: D11n, D1g, CI-a	Todorović Gojko, J. Lamut Удаление серы из чугуна с шлаком доменной печи обогащенным с MgO. 21 UDK: 669.162.267.6/2 ASM/SLA: D11n, D1g, CI-a
Lavrič Tea, F. Vodopivec, F. Grešovnik, V. Osterc Vpliv toplotne obdelave na raztapljanje in izločanje karbidov v ledeburitnih orodnih jeklih 29 UDK: 669.111.3:620.181; :669.14.018.25/.252.3 ASM/SLA: N8r, TS, 2—64	Lavrič Tea, F. Vodopivec, F. Grešovnik, V. Osterc Einfluss der Wärmebehandlung auf die Löslichkeit und die Ausscheidung der Karbide in ledeburitischen Werkzeugstählen 29 UDK: 669.111.3:620.181; :669.14.018.25/.252.3 ASM/SLA: N8r, TS, 2—64	Lavrič Tea, F. Vodopivec, F. Grešovnik, V. Osterc Influence of Heat Treatment on the Solution and Precipitation of Carbides in Ledeburitic Tool Steel 29 UDK: 669.111.3:620.181; :669.14.018.25/.252.3 ASM/SLA: N8r, TS, 2—64	Lavrič Tea, F. Vodopivec, F. Grešovnik, V. Osterc Влияние термической обработки на растворение и на выделение карбидов в ледебуритных инструментальных сталях. 29 UDK: 669.111.3:620.181; :669.14.018.25/.252.3 ASM/SLA: N8r, TS, 2—64
Kmetič Mitja, F. Vodopivec, M. Gabrovšek Kinetika nastajanja ferita v mikrolegiranem jeklu 39 UDK: 669.14.018.2; :621.77.014.2 ASM/SLA: Ay-n, F23, 1—66	Kmetič Mitja, F. Vodopivec, M. Gabrovšek Kinetik der Ferritbildung in mikrolegierten Stahl 39 UDK: 669.14.018.2; :621.77.014.2 ASM/SLA: Ay-n, F23, 1—66	Kmetič Mitja, F. Vodopivec, M. Gabrovšek Kinetics of Ferrite Formation in Microalloyed Steel 39 UDK: 669.14.018.2; :621.77.014.2 ASM/SLA: Ay-n, F23, 1—66	Kmetič Mitja, F. Vodopivec, M. Gabrovšek Кинетика образования феррита в микросплавной стали. 39 UDK: 669.14.018.2:621.77.014.2 ASM/SLA: AY-n, F23, 1—66
Kveder Aleksander, F. Vodopivec Bor v mikrolegiranem konstrukcijskem jeklu 49 UDK: 669.14.018.2:539×4/.4; 669.781 ASM/SLA: Ay-n, Q27a, Q23b, EG-j40	Kveder Aleksander, F. Vodopivec Bor im mikrolegierten Konstruktionsstahl 49 UDK: 669.14.018.2:539×4/.4; 669.781 ASM/SLA: Ay-n, Q27a, Q23b, EG-j40	Kveder Aleksander, F. Vodopivec Boron in Microalloyed Structural Steel 49 UDK: 669.14.018.2:539×4/.4; 669.781 ASM/SLA: Ay-n, Q27a, Q23b, EG-j40	Kveder Aleksander, F. Vodopivec Бор в микросплавной конструкционной стали. 49 UDK: 669.14.018.2:539.3/.4; 669.781 ASM/SLA: AY-n, Q27a, Q23b, EG-j40
Prešern Vasilij Sintetično talilo za jeklarско tehnologijo 57 UDK: 669.187.25:621.B65.22 ASM/SLA: D5b, D5d, D11m, W18s	Prešern Vasilij Synthetisches Flussmittel für die Stahlerzeugung 57 UDK: 669.187.25:621.B65.22 ASM/SLA: D5b, D5d, D11m, W18s	Prešern Vasilij Synthetic Flux for Steel-making 57 UDK: 669.187.25:621.B65.22 ASM/SLA: D5b, D5d, D11m, W18s	Prešern Vasilij Синтетический флюс для технологии производства стали. 57 UDK: 669.187.25:621.365.22 ASM/SLA: D5b, D5d, D11m, W18s

Stran	Seite	Page	
Koroušič Blaženko Prispevek k termodinamiki reakcij, ki nastanejo pri EPZ procesu 65 UDK: 669.187.6:669.014 ASM/SLA: D8p, D11n	Koroušič Blaženko Beitrag zu den thermodynamischen Reaktionen welche beim ESU Verfahren auftreten 65 UDK: 669.187.6:669.014 ASM/SLA: D8p, D11n	Koroušič Blaženko Contribution to the Thermodynamics of Reactions in the ESR Process 65 UDK: 669.187.6:669.014 ASM/SLA: D8p, D11n	Koroušič Blaženko: Вклад к термодинамики реакций, которые возникают при процессе ЭСП. 65 UDK: 669.187.6:669.014 ASM/SLA: D8p, D11n
Vodopivec Franc, M. Gabrovšek Raziskave relativne plastičnosti vključkov manganova sulfida pri vročem valjanju nekaterih konstrukcijskih jekel 73 UDK: 621.77.014.2: :669.14.018.2:539.3 ASM/SLA: F23, 1—66, Ay-n, Q23b, 9—69	Vodopivec Franc, M. Gabrovšek Untersuchungen des relativen Verformungsvermögens von Mangansulfideinschlüssen beim Warmwalzen einiger Konstruktionsstähle 73 UDK: 621.77.014.2: :669.14.018.2:539.3 ASM/SLA: F23, 1—66, Ay-n, Q23b, 9—69	Vodopivec Franc, M. Gabrovšek Investigation of the Relative Plasticity of Inclusions of Manganese Sulphide in Hot Rolling some Structural Steel 73 UDK: 621.77.014.2: :669.14.018.2:539.3 ASM/SLA: F23, 1—66, Ay-n, Q23b, 9—69	Vodopivec Franc, M. Gabrovšek Исследование относительной пластичности сульфидных включений сернистого марганца при горячей прокатки некоторых конструкционных сталей. 73 UDK: 621.77.014.2; 669.14.018.2:539.3 ASM/SLA: F23, 1—66, AY-n, Q23b, 9—69
Uršič Viktor Vpliv peska jeder na lastnosti enotnega bentonitnega peska 81 UDK: 621.742.42 ASM/SLA: E18r, E18s, NM-f45	Uršič Viktor Einfluss von Kernsand auf die Eigenschaften des einheitlichen Bentonitformsandes 81 UDK: 621.742.42 ASM/SLA: E18r, E18s, NM-f45	Uršič Viktor Influence of Core Sand on the Properties of Uniform Bentonite Sand 81 UDK: 621.742.42 ASM/SLA: E18r, E18s, NM-f45	Uršič Viktor Влияние формовочного песка для стержней на свойства однообразного бентонитного песка. 81 UDK: 621.742.42 ASM/SLA: E18r, E18s, NM-f45
Osojnik Andreja, T. Lavrič, F. Vodopivec Studij metodike določevanja karbonitridov v mikrolegiranih jeklih 87 UDK: 669.14.018.2:669-153.65 ASM/SLA: Ay-n, J23, Nb, EG-d 35	Osojnik Andreja, T. Lavrič, F. Vodopivec Studie der Bestimmungsverfahren von Karbonitriden in mikrolegierten Stählen 87 UDK: 669.14.018.2:669-153.65 ASM/SLA: Ay-n, J23, Nb, EG-d 35	Osojnik Andreja, T. Lavrič, F. Vodopivec Study of the Methodics to Determine Carbonitrides in Microalloyed Steel 87 UDK: 669.14.018.2:669-153.65 ASM/SLA: Ay-n, J23, Nb, EG-d 35	Osojnik Andreja, T. Lavrič, F. Vodopivec Изучение метода определения карбонитридов в микросплавных сталях. 87 UDK: 669.14.018.2:669-153.65 ASM/SLA: AY-n, J23, Nb, EG-d35
Wohinz Janez, J. Lamut Možnost izkoriščanja odpadnih surovin za potrebe metalurgije 93 UDK: 669.094.1:669.054.8 ASM/SLA: D8j, B14	Wohinz Janez, J. Lamut Möglichkeit der Ausbeutung der Abfallrohstoffe für den Bedarf der Hüttenindustrie 93 UDK: 669.094.1:669.054.8 ASM/SLA: D8j, B14	Wohinz Janez, J. Lamut Possibility for Utilization of Secondary Raw Materials in Metallurgy 93 UDK: 669.094.1:669.054.8 ASM/SLA: D8j, B14	Wohinz Janez, J. Lamut Возможности утилизации отходного сырья в металлургии. 93 UDK: 669.094.1:669.054.8 ASM/SLA: D8j, B14
Kosec Ladislav Deformacija in porušitev v nekaterih dvo ali večfaznih zlitinah 99 UDK: 669.018:620.181 ASM/SLA: M27d, N	Kosec Ladislav Verformung und Zerstörung in einigen Zwei oder Mehrphasenlegierungen 99 UDK: 669.018:620.181 ASM/SLA: M27d, N	Kosec Ladislav Deformation and Destruction in Some Two- or Three-Component Alloys 99 UDK: 669.018:620.181 ASM/SLA: M27d, N	Kosec Ladislav Деформация и разрыв дво и многофазных сплавов. 99 UDK: 669.018:620.181 ASM/SLA: M27d, N
Zvokelj Janez Utrujanje s končnim številom nihajnih obremenitev loma 107 UDK: 669.14.018.8:539.43 ASM/SLA: SS:Q7j	Zvokelj Janez Ermüdung bei kleiner Lastspielzahl 107 UDK: 669.14.018.8:539.43 ASM/SLA: SS:Q7j	Zvokelj Janez Low Cycles Fatigue 107 UDK: 669.14.018.8:539.43 ASM/SLA: SS:Q7j	Zvokelj Janez Усталость с конечным числом динамических нагрузок до разрушения. 107 UDK: 669.14.018.8:539.43 ASM/SLA: SS:Q7j
Tehnične novice 115	Technische Nachrichten 115	Technical News 115	Технические новости 115

30 let Metalurškega inštituta v Ljubljani



Beseda glavnega urednika

Morda je sedaj, ko smo na začetku leta stabilizacije, ko smo prisiljeni pametno varčevati, pravi trenutek, da se vprašamo, kje so meje naše rasti? S tem mislim predvsem na železarsko industrijo v Sloveniji, oziroma na rast združenega podjetja Slovenskih železarn.

V slovenskih železarnah, predvsem pa v Železarni Jesenice, je bilo težišče razvoja na vroči in hladni predelavi jekla. V jeklarnah smo naredili le toliko novega, da smo zagotovili potrebno količino predvsem pa kvaliteto jekla. Tak razvoj je bil v preteklih letih logičen, saj le predelano in s človeškim delom oplemeniteno jeklo daje večji dohodek.

Danes imamo na Jesenicah staro in iztrošeno jeklarno z velikimi specifičnimi porabami energije, ognjestalnega materiala in majhno produktivnostjo. Glede tega sta na boljšem Železarni Ravne in Store. Jeklarna v Storah je praktično dograjena.

Nič drugače ni s tehnologijo. Prav na tem področju smo zaostali za skoraj 20 let. Čas je že, da postavimo moderne proizvodne agregate z visoko storilnostjo, da jih opremimo s potrebnimi napravami, ki omogočajo izdelavo bolj kvalitetnih jekel, kot pa jih že sedaj izdelujemo. Prav zaradi zaostanka na področju tehnologije še ne moremo izdelovati jekla, kakršnega rabimo za hladno valjane trakove, žico, profile, orodja, rezila in podobno, oziroma kakršnega od nas pričakuje slovenska in jugoslovanska predelovalna industrija in ki ga le-ta zaradi naših omejenih možnosti še precej uvaža.

No, sedaj so prišli na vrsto jeklarji. Železarna Jesenice se pripravlja na gradnjo nove elektro jeklarne, Železarna Ravne bo rekonstruirala obstoječi jeklarni in posodobila tehnološki proces z najmodernejšimi napravami. Tudi jeklarji v Storah nameravajo obstoječima pečema dodati še ponovčno metalurgijo. Res je skrajni čas, ne le zaradi posodobitve tehnologije in izboljšanja kvalitete ter produktivnosti, pač pa prav toliko zaradi izboljšanja delovnih pogojev in ne nazadnje zaradi zmanjšanja onesnaževanja našega okolja.

Plavžarji in martinariji služijo danes svoj kruh še s težkim fizičnim delom, v znoju in prahu. Če hočemo, da bomo še delali jeklo na Slovenskem, moramo najprej spremeniti delovne razmere v jeklarnah in na sploh v železarnah. Železarski poklic moramo narediti privlačen tudi za tiste, ki še nočejo v naše vrste. To tudi pomeni, da moramo temu poklicu dati večjo ceno, kot jo ima sedaj. Tu je bistvo problema, tu so torej meje naše rasti.

Kaže, da bomo morali omejiti naše načrte pri novogradnjah. Varčevalni ukrepi so gospodarska nujnost, zato bo razvoj počasnejši in postopen. Tako bo ostalo manj jekla za predelovalno industrijo znotraj in tudi zunaj naše SOZD. Železarji pričakujemo, da bo slovenska predelovalna industrija prestrukturirala svojo proizvodnjo tako, da bi se lahko v večji meri oskrbovala s kvalitetnimi jekli iz slovenskih železarn. To bi koristilo sami predelovalni industriji, pa tudi železarnam. Veseli smo ugotovitve, da razvoj že gre v taki smeri.

Kljub omejenim možnostim bomo morali slediti naglemu tehnološkemu razvoju, da ne bomo še bolj zaostali. Vzpodbujati moramo večjo ustvarjalnost in večjo produktivnost. Lastno znanje bi morale veljati prav toliko kot tuje.

Naša posebna skrb mora veljati vzgoji kadrov, ne le visokošolskih in srednješolskih, temveč tudi tistih, ki stojijo za stroji in napravami in jih upravljajo.

In nazadnje, negovati in izboljševati moramo sicer že doslej dobre odnose med znanostjo in gospodarstvom, med fakultetami, inštituti in železarnami.

Med temi prav gotovo zavzema Metalurški inštitut v Ljubljani, kot osrednja raziskovalna organizacija Slovenskih železarn, posebno mesto. Naša dolžnost je, da vsem sodelavcem tega inštituta in tudi tistim, ki so ga vodili od začetka njegove ustanovitve, ob trideseti obletnici obstoja te ustanove iskreno čestitamo, da se zahvalimo za doslej opravljeno delo, oziroma za prispevek k razvoju tehnologije izdelave in predelave jekla.

Jože Rih



70 1955



30 let raziskovalnega dela na SŽ — Metalurškem inštitutu



Alojz Prešern

MESTO RAZISKOVALNE DEJAVNOSTI V DRUŽBENO-EKONOMSKEM OKVIRU

V smislu opredelitve raziskovalne dejavnosti in iz tega izhajajočih obveznosti v programiranem proizvodno-tehnološkem dogajanju, ne bo odveč, da upoštevamo delno znanstveno-teoretične, predvsem pa statistične napotke, ki definirajo mesto in vrednost znanstveno-raziskovalne dejavnosti v gospodarstvu.

Znanstveno delo ni namenjeno samo sebi niti samo ne more ustvariti pogojev za svoj obstoj, torej se mora vključiti v združeno delo in postati njegov neločljivi del.

Skrb in dolžnost gospodarskih dejavnikov je, da imamo usmerjene raziskovalne projekte in programe. Ker je stalni napredek v tehnološko-ekonomskem pogledu možen le ob rezultatih usmerjenega raziskovalnega dela, morajo postati moderne industrijske delovne organizacije samostojni nosilci znanstvenega napredka in v določenem smislu tudi specifične raziskovalne politike.

Združitev delovnih organizacij v sestavljene organizacije z visoko proizvodno strukturo zahteva stalno prisotnost raziskovalnega dela kot neločljivega elementa ustvarjalne dejavnosti. Zato je treba:

— skupno programirati razvojne smeri DO, oziroma SOZD in raziskovalno dejavnost,

— sistematično organizirati raziskovalno dejavnost v vseh zaključenih delovnih enotah in ustvarjati pogoje za njeno delovanje.

Raziskovalni program in njegova realizacija so sestavni del samostojnega združenega dela v gospodarstvu, združeno delo pa je vodilni dejavnik za določanje smotrov razvoja raziskovalnega dela in v zagotavljanju potrebne materialne osnove.

Če realiziramo usmerjene uporabne in razvojne raziskave, ustvarjamo pogoje za uvajanje novih tehnologij, ekonomsko ugodnejših materialnih odnosov, večjo produktivnost, večjo konkurenčno sposobnost, uvajanje tehnoloških inovacij, kar vse omogoča izdatnejše finansiranje in s tem ustvarja možnost za razširjanje raziskovalnega potenciala za konkretne uporabnike.

Prikazani družbeni okvir vloge raziskovalnega dela jasno narekuje opredelitev za usmerjeno dejavnost za določeno gospodarsko področje. Značilnosti razvojnih smernic predstavljajo široka in konkretna izhodišča za sestavo projektov in programov ter individualnih raziskav, ki se morajo kot integralni del vklopiti v večletni ali enoletni program gospodarske DO, oziroma SOZD.

Smernice razvojnih programov slov. metalurgije za obdobje 1976/80 — osnova za usmerjeno raziskovalno delo in njegovo vrednotenje.

30-letnica raziskovalne dejavnosti SŽ-MI sovpada z zaključnim obdobjem 5-letnega razvoja slovenske metalurgije 1976/80. Za pravilno razumevanje in ocenitev vloge ter obsega raziskovalne dejavnosti MI, ki je s srednjeročnim programom raziskovalnega dela vklopljen v razvojne programe metalurških DO, je potrebno kratko orisati značilnosti smernic tega razvoja:

— **Slovenske železarne**, čeprav razširjene v SOZD, ne smejo ostati v tem okviru, temveč morajo kot pomembni proizvajalci reprodukcijskega materiala iskati povezavo v ustanavljanju poslov-

A. Prešern, dipl. ing. metalurgije, direktor Metalurškega inštituta v Ljubljani

ne skupnosti izdelave ter predelave jekla, ki daje izhodišča za pravilno poslovno soodvisnost,

— postopno je potrebno povišati proizvodnjo valjanega, kovanega in litega jekla ter železa na 1.000.000 ton,

— racionalno je treba izkoriščati energijo in surovine, pri čemer imajo prednost domače surovine,

— povečati je treba proizvodnjo plemenitih jekel in obseg predelave in finalizacije jekla za povečanje vrednosti lastne proizvodnje in povečanje porabe kvalitetnih in plemenitih jekel vseh vrst v ožji gospodarski regiji,

— z uspešno in kreativno prisotnostjo raziskovalno-inovacijske dejavnosti je treba aktivno vplivati na izvrševanje načrtovane proizvodnje, povečano produktivnost dela in akumulativnost poslovanja. Zaradi potrebne učinkovitosti dela, podružbljanja rezultatov in optimizacije aplikacije dosežkov se v SZ združuje raziskovalno-inovacijska ustvarjalnost v integralno celovitost,

— raziskovalno-inovacijsko dejavnost v SZ usmerja poseben strokovni organ »odbor za znanstveno raziskovalno delo« s 5-letnimi in letnimi programi dela, v katerih mora posebno vlogo odigrati osredna raziskovalna institucija Metalurški inštitut,

— delovne organizacije se obvezujejo, da bodo zagotovile pogoje za uspešnost raziskovalno-inovacijske dejavnosti.

Prikazana definicija usmeritev nakazuje možnosti širše namenske uporabe jeklenih proizvodov tudi za uporabnike najvišje stopnje predelave ter vključuje razpoložljivi umski potencial z raziskovalno opremo v celovito proizvodno in uporabno strukturo.

Čeprav je Metalurški inštitut že za obdobje 1971/75 predložil raziskovalni program v okviru značilne problematike razvojnega programa SZ in skušal zajeti ključne zahteve uporabnikov s posameznimi projekti, kot so jeklo, predelava kovin, uvajanje fizikalnih, fizikalno-kemičnih in analitskih metod v metalurgijo, kompleksno izkoriščanje sekundarnih surovin, so bili ti poskusi bolj odraz želja vključiti dejavnost MI v dogajanja v slovenski črni metalurgiji, vendarle v ožjem smislu za posamezna dejavnostna področja.

Razlog je bil v še premalo učinkoviti povezavi med raziskovalnimi oddelki pri uporabnikih, MI (skupno z VTO Montanistika pri FNT), v razmeroma siromašnejši raziskovalni opremi na MI, v dejstvu, da med raziskovalnimi oddelki v DO slovenskih železarn in MI še ni bilo razmejene specializacije. Je pa navedeno obdobje za MI značilno prav po vse večji želji uporabnikov, da se z verificirano dejavnostjo na MI pomaga pri stabiliziranju raziskovalne politike, pri koncentriranju celotnega raziskovalnega potenciala, pri tem pa uporabniki prevzamejo vse iz take asociacije

izhajajoče obveznosti (investiranje, enoten raziskovalni program, iniciativnost pri ustvarjanju usmerjenih projektov, financiranje raziskav, itd.). Tako pripravljene odnosi so omogočili, da je MI v novembru 1973 pristopil k SOZD Slovenske železarn, ki je s samoupravnim sporazumom definiral vlogo MI kot osrednje raziskovalne organizacije za področje metalurgije in v začetku 1976 določil, da se dotakratna strokovna komisija za raziskovalno delo pri SZ preimenuje v »odbor za znanstveno raziskovalno delo pri SOZD« s širokimi pooblastili:

— skrb za usmerjeno raziskovalno delo v prid reševanja ključnih pozicij razvojnega programa za obdobje 1976/80,

— določitev, oz. odobritev finančnih sredstev za raziskave,

— odobritev enotnega programa investiranja v SOZD,

— pomoč pri zbiranju vsebine novih raziskovalnih nalog, enoten pristop k formiranju delovnih skupin za izvajanje raziskovalnih nalog,

— enotna in skupna utemeljitev predlogov raziskav za financiranje pri RSS ter skupno vodenje javnih razprav o raziskavah.

Po tej reorganizaciji in definiciji odnosov uporabnikov do MI je MI sestavil in dal v javno razpravo usmerjeni raziskovalni program 1976/80, ki je bil po nekaj mesecih dopolnjen s pripombami uporabnikov, sprejet in tako prvič vključen kot integralni del v srednjeročni razvojni program črne metalurgije za to obdobje. Ta odgovorna poteza je omogočila:

— razdelitev specializacije med raziskovalnimi oddelki Jesenice, Ravne, Store in MI,

— sprejem samoupravnega sporazuma o temeljnih srednjeročnega razvoja raziskovalnega dela na MI za obdobje 1976/80 (sprejet 7. 7. 1976),

— predložitev elaborata »Aktivne možnosti razvoja raziskovalne dejavnosti za potrebe metalurgije« Raziskovalni skupnosti Slovenije.

Stalne obravnave o razvoju, izvajanju, kvantifikaciji raziskovalnega dela kot rezultat koncentriranega umskega potenciala vseh DO v slovenskih železarnah ter vključitev raziskovalnih dejavnikov večjih uporabnikov (TAM, Metalna, Unior, Lito-stroj) v aktivno udeležbo pri izbiri, izvajanju, sodelovanju in vrednotenju raziskav, so vplivale na odločitev odbora, da je ustanovil strokovne komisije za jeklo, kontrolo materiala in predelave, livarstvo, kemijo, energetiko. Te strokovne komisije so prevzele iniciativo za iskanje vsebine problemov kot izhodišča za nove naloge in v določenem smislu vplivale na osnovne delovne enote, da vse bolj spoznavajo nujnost raziskovalnega dela v okviru sprejetih razvojnih programov.

Rezultat skupne presoje pogojev za učinkovito zbiranje problemov v okviru razvojnega programa je razdelitev raziskovalne dejavnosti na MI na določena področja, kot so:

— tehnologija proizvodnje in predelave železa in jekla (surovine, proizvodnja, predelava, ognje-vzdržni materiali, bogatenje mineralnih surovin, izkoriščanje odpadnih surovin),

— osnovne raziskave (fizika kovin, metalografija, kemija, fizikalno-kemični procesi),

— energetika, toplotna tehnika in peči,

— avtomatizacija procesov,

— finalizacija in eksploatacija proizvodov,

— standardizacija,

— novi proizvodi ter inovacijski procesi,

— varstvo okolja.

Raziskovalci usmerjajo svoje raziskovalno delo na obdelavo tematike iz prej navedenih področij. Doseženi rezultati so plod koncentrirane raziskovalne dejavnosti, kjer lahko posamezne raziskave predstavljajo le fragmente v okviru programa kompleksnih raziskav, ki se med seboj smiselno dopolnjujejo in tako predstavljajo celovitost določene raziskave, ki je zrela za uvajanje v prakso, ali pa same po sebi predstavljajo zaključeno rešitev. Ne bom podajal konkretnega raziskovalnega programa za obdobje 1976/80, ker je ta dokument v sklopu srednjeročnega programa razvoja črne metalurgije že znan. Okvirno vsebuje usmerjeni raziskovalni program področja in konkretno tematiko za reševanje problematike iz tehnologije proizvodnje grodlja, jekla, plastične predelave kovin, metalurške tehnologije in fizike kovin, ognjevarnih materialov, kemije, toplotne tehnike, oplemenjevanje mineralnih in izkoriščanje sekundarnih surovin. Menim pa, da je potrebno prikazati nekaj večjih raziskovalnih dosežkov, ki so rezultat skupnih raziskav (MI, VTO Montanistika, RO v metal. DO) iz sprejetih programov v zadnjih 7 letih:

Fizični obseg povečane proizvodnje in povečanje asortimenta sta le delno rezultat novih proizvodnih kapacitet in uvoznih tehnologij. V glavnem sta plod dobro obdelanih predlogov operativnih in znanstveno tehnoloških raziskav, ki so optimalno vsklajene s potrebami proizvajalcev, predelovalcev in splošnih uporabnikov jeklenih ter železnih polproizvodov.

V tehnologiji proizvodnje in predelave jekla smo s skupnimi raziskavami:

— omogočili izdelavo večjega števila novih kvalitet jekla, s čimer so se slovenske železarnice uvrstile med primarne proizvajalce kvalitetnih in plemenitih jekel: konstrukcijska jekla za posebne zahteve za motorno in vojno industrijo, nova orodna jekla (OCR 12 VM, UTOP Mo 4, UTOP Co 2), konstrukcijska jekla z dodatkom svinca, brzorezno jeklo (Č 9683 — BRS), nova jekla za elektrode (25 Cr 20 Ni, 25 Cr), finožrnata mikrolegirana jekla, nove vrste jekel za preoblikovanje v hladnem za vijake in matice (KV 10, Romat, KV 35), jekla za gnetenje, jekla za žice za avtomatsko varjenje pod praškom, zlitine tipa Permalloy, nove kvalitete jekel za verige, nove vrste dodajnih ma-

terialov za oplaščene elektrode, specialni grodlji za nodulacijo, novi asortiment valjev za hladno valjanje, itd.,

— optimizirali proces proizvodnje jekla v pogledu znižanja stroškov in povečanja produktivnosti (krajši čas rafinacije, uspel prenos izvajanja sekundarne rafinacije v ponovci kot osnova za bodočo ponovčno metalurgijo, uvajanje visokoaktivnih sintetičnih žlindrotvornih materialov in talil s prakso vpihovanja, uvajanje izbranih dezoksidantov kot predpogoj za zelo čista jekla, razvoj merilne tehnike za direktno določevanje vsebnosti aktivnega kisika v grodlju in jeklu s kisikovo sondo, nova proizvodna tehnologija izdelave kvalitetnega E-jekla z metaliziranimi peleti, osvajanje tehnologije metalurške varivosti jekel in zlitin, uvajanje optimalne dezoksidacijske tehnike za E-jekla za vlivanje na kontinuirnih napravah),

— osvojili EPZ tehnologijo kot najmodernejšo proizvodno operacijo za izdelavo visokokvalitetnih proizvodov z najzahtevnejšimi uporabnimi lastnostmi in pri tem razširili asortiment teh proizvodov v industrijskem merilu,

— uvedli produktivnejšo tehnologijo pri topli in hladni predelavi, predvsem visokokvalitetnih in plemenitih jekel (stabilizacija regulativov, osvojitve tehnologije hladnega valjanja visokosiliciranega in nerjavnega jekla, optimizacija vlečenja žic iz nerjavnih in ognjeodpornih jekel z večjimi redukcijami, optimizacija predelave orodnih jekel, uvedba površinskega kaljenja, posebni postopki žarjenja specialnih jekel, razvoj in osvojitve plitiranja, razvoj in uvedba tehnologije za proizvodnjo masivnih magnetnih jeder, racionalizacija sferoidizacijskega žarjenja, itd.),

— na področju tehnične kontrole smo razvili med drugim metodo preizkušanja termičnega utrujanja jekel, metode za dinamično utrujanje, preizkušanje žilavosti cementiranih konstrukcijskih jekel, preizkušanje trajne trdnosti, udarno natezne trdnosti, udarne žilavosti, izdelan je ultrazvočni in elektronski sistem za kontrolo surovcev za izdelavo industrijskih nožev, kontrolo bandaž, itd., uveden je način elektronskega merjenja globine razpok po elektro-potencialni metodi, osvojena je tehnika izvajanja statičnih in dinamičnih poskusov v posebnih pogojih na INSTRON-u, itd.,

— na področju kemije smo uvedli stiloskopsko tehniko za kontrolo jekel in barvnih kovin, tehnike spektralne analize sledov elementov v jeklih in barvnih kovinah, uvedli metodo in kontrolo plinskih goriv in dimnih plinov s plinsko kromatografijo, razvili metodo določevanja fluora v žlindrah, soleh in emisijah metalurških peči, metodo za izolacijo karbidov iz orodnih jekel in karbonitridov iz mikrolegiranih jekel, osvojili tehnologijo pobakrenja žice in tehnologijo izdelave srebrovega prahu primerne granulacije, itd.,

— na področju priprave mineralnih surovin smo uspešno izvedli vrednotenje raznih sekundarnih in odpadnih surovin za potrebe črne, barv-

ne metalurgije in livarstva, projektirali postopke drobljenja, elektromagnetne, granulacijske in flotacijske koncentracije rud, izvajali peletiziranje raznih materialov, raziskovali smo čiščenje industrijskih odpadkov od trdnih snovi in netopnih mineralnih olj ter izločanje trdnih delcev iz zraka in industrijskih plinov, izvedli projektiranje tehnologije čiščenja vode in zraka, dali v pogon več industrijskih naprav in obratov s področja bogatstva surovin,

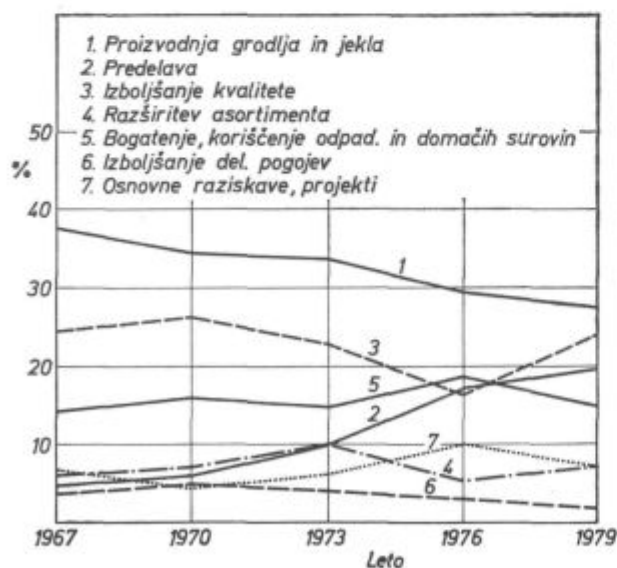
— v energetiki smo osvojili izdelavo gorilnikov za enostavna in mešana visokokalorična goriva, konstruktivno izvedli dopolnilno kurjenje kupolnih peči s plinom, samostojno izvedli sistem čiščenja dimnih plinov iz E-peči v Štorah, izvedli meritve v cilju optimizacije obratovanja industrijskih peči, itd.

Prikazano vrednotenje nudi le del stvarno doseženih rezultatov. Precej pozitivnih rezultatov iz področja osnovnih raziskav je težko konkretno vrednotiti, so pa za kvaliteto izdelkov in razvoj novih kvalitet nenadomestljivi.

Na sliki 1 prikazujemo tematsko strukturo raziskovalne dejavnosti.

Enotne smernice srednjeročnega **razvojnega programa barvne metalurgije** za obdobje 1976/80 so zaradi zelo razvejanega področja s svojimi specifičnostmi le okvirne:

- povečana poraba domačih surovin,
- dosledno uvajanje tehnoloških možnosti za ekonomsko predelavo sekundarnih surovin ter kompleksno izkoriščanje surovin,
- optimizacija tehnoloških postopkov v ekstraktivnem in metalurško tehnološkem pogledu,
- osvajanje novih vrst zlitin,
- večje dogovarjanje in tolmačenje namenske uporabe polproizvodov za kovinsko predelovalno industrijo,



Slika 1
Tematska struktura raziskav — Črna metalurgija

- skupne raziskave tržišča,
- izboljšanje ekoloških razmer.

S programom raziskovalne dejavnosti, ki naj služi realizaciji prej nakazanih okvirnih in specifičnih razvojnih tendenc za posamezne kovine (Al, Cu, Pb, Zn, Hg) in ki smo ga sestavili na podlagi neposrednih kontaktov med raziskovalci MI, oz. VTO Montanistika in predstavniki koristnikov, smo slovensko metalurško javnost seznanili že v letu 1976 (brošura: SaS o temeljnih raziskovalnega programa na SZ-MI za obdobje 1976/80).

Dodatno pripominjamo, da se je v razvoju industrije aluminija izoblikovala potreba po čim tesnejši aktivni povezavi med proizvajalci glinice, aluminijevih polproizvodov in končnih izdelkov, z direktnimi potrošniki, kar je v letu 1978 prišlo preko SOZD »UNIAL« do izraza s skupnim pristopom k izdelavi obsežne študije o razvoju Al-kompleksa v Sloveniji. V tej študiji bo prisoten večletni raziskovalni program, v kategoriji je preko SaS z UNIAL vključen tudi SZ-MI. V raziskovalnih programih je izražena specifičnost, važnost in objektivna presoja potreb za raziskave. Pri izbiri vsebine posameznih nalog v okviru letnih programov je bilo premalo učinkovitega pristopa k realizaciji, za kar obstaja vrsta objektivnih in subjektivnih razlogov, to pa se je odražalo v še preskromno prikazanih usmerjenih raziskavah.

Zato je odbor za barvno metalurgijo pri GZ ustanovil v letu 1979 delovno skupino z zadolžitvijo, da z ustrezno organizacijsko obliko učinkovito poseže v poživitev raziskovalne dejavnosti, kar naj se rezultira predvsem v:

- večji zainteresiranosti strokovnjakov v DO do raziskovalnega dela,
- zbiranju vsebine problematike in definiranju predlogov za raziskave,
- pristopu k sestavi tematike za večje usmerjene projekte,
- objektivnem kvantificiranju raziskovalnih dosežkov.

Tako pripravljeno delo bi dovoljevalo učinkovitejše funkcioniranje projektne svetov, ki je predstavnik RSS.

Trenutno prav gotovo predstavlja pomanjkanje strogo raziskovalnega kadra v posameznih DO objektivni zadržek pri prvem razmahu spoznavanja problematike, kar je osnova za raziskovalno dejavnost.

Za preteklih 7 let podajamo pregled kvantifikacije nekaterih raziskav, kjer so bile delovne skupine sestavljene iz raziskovalcev RO v metalurških DO, SZ-MI in VTO Montanistika.

Ekstraktivna:

- pozitivni raziskovalni rezultati so vplivali na pridobivanje kriolita iz odpadnih kriolitnih pen pri elektrolizi Al (izdelan investicijski program),

— dosegli smo povečanje izkoristka Hg iz rude in iz sekundarnih tehnoloških komponent (zakonitosti praženja in kondenzacije Hg par, možnost pridobivanja Hg iz dimnih plinov, možnost uporabe rdečega Hg oksida za izdelavo baterij, možnost koncentracije Hg iz štupe),

— ovrednotili smo odpadne materiale in medprodukte metalurgije Pb, kar je služilo za projekt in realizacijo izgradnje filtra »INTENZIV« za čiščenje topilniških plinov in peletizacijske naprave,

— sodelovali pri projektih za čistilne naprave za Cu metalurške obrate in rekonstrukcijo proizvodnih naprav s ciljem za povečano čistost okolja,

— ovrednotili tehnološke možnosti porabe sekundarnih produktov pri proizvodnji FeCr, FeSi, SiCr, SiC v jeklarstvu in livarstvu,

— razvili in uvedli domačo proizvodnjo modifikatorjev, nodulatorjev, pripravljamo poskusno uporabo CaC_2 za odžveplanje grodlja in jekla,

— optimizirali postopke litja Cu blokov in formatov,

— razvili tehnološke možnosti obsežnejšega izkoriščanja železonosnih odpadnih materialov (piritni ogorki, rdeče blato, jeklarski prah, kovarina itd.),

— izvedli tehnološko obdelavo izkoriščanja diabazov in pegmatitov,

— osvojili tehnologijo izdelave zmesi, ki ima lastnosti optimalnega ekspandiranja za sestavo novih proizvodov v gradbeništvu (plino beton, ekspandirani peleti itd.).

Metalurška tehnologija:

— definirali smo tehnologijo za zlitino AlZn22, sposobno za superplastično deformacijo (kar bo prišlo do izraza z nabavo sodobne valjarne),

— optimizirali preoblikovalno sposobnost zlitine AlMg3 in uvedli novo tehnologijo za zlitino AlMg5,

— ustvarili tehnološke pogoje za osvajanje zlitine AlMgSi,

— osvojili tehnologijo izdelave ležajev iz Al zlitin,

— optimizirali toplotno utrjanje in plastično obdelavo čistih zlitin AlZnMg,

— optimizirali tehnologijo plastične deformacije Zn žice,

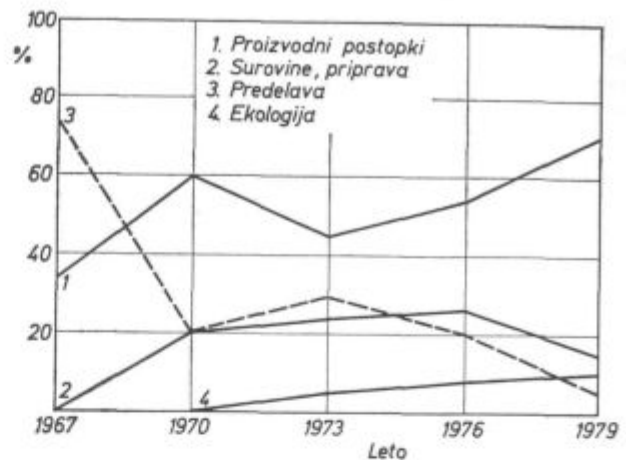
— uvedli tehnologijo izdelave srebrnih, CuP in Al spajk,

— razvili tehnologijo za platiranje kovin, izdelavo filtrov in kontaktov,

— osvojili tehnologijo za ležajni bron CuSn8Ps za obdelavo na avtomatih ter srebrni bron z malimi dodatki MgP,

— osvojili nove zlitine za štarter akumulatorje z znižanim deležem Sb,

— osvojili postopek litja kondenzatorskih cevi, optimizirali tehnologijo izdelave palic iz zlitine CuZn28,



Slika 2

Tematska struktura raziskav — Barvna metalurgija

— optimizirali tehnologijo polkontunuirnega litja okroglic iz E.Al 99,5 in E.Al Mg 1,

— uvedli in optimizirali industrijsko proizvodnjo kvalitetnih spajk CuZn40, CuZn38Sn, CuZn40Ni10.

Na sliki 2 prikazujemo tematsko strukturo raziskovalne dejavnosti.

Načrtovanje **razvoja livarske industrije** Slovenije predvideva porast proizvodnje za 57 % pri železnih in 43 % pri neželeznih litinah. Tako velik porast narekuje potrebo po usmerjenem raziskovalnem delu kompleksnega pomena. Specifičnost srednjeročnih razvojnih programov v večjih slovenskih livarnah:

— razširitev asortimenta za motorno industrijo, strojogradnjo, novi proizvodi za atomske centrale, ladjedelnštvo,

— trend povečane porabe domačih surovin: specialnega livarskega grodlja, sekundarnih surovin, predvsem za Al in Cu zlitine, modificiranje, odplinjevanje in pretaljevanje teh surovin,

— ovrednotiti je treba domače livarske peske in ustvariti tehnološke možnosti za oplemenitev istih,

— osvajati tehnologijo vlivanja in toplotne obdelave težkih ulitkov (za hidravliko, strojne dele itd.),

— razvijati orodja za vlivanje pod pritiskom,

— optimizirati tehnologijo formanja (uvajanje keramičnih vlivnih sistemov),

— posvetiti je treba posebno pozornost regeneraciji krožnega peska v strojnem kaluparjenju,

— osvojiti proizvodnjo specialnih vrst nodularne litine,

— razviti in osvojiti proizvodnjo trde litine in raznih specialnih zlitin za potrebe transporta, strojne industrije, elektro tehnike, kemijske in prehranske industrije itd.

Tudi v livarstvu pogrešamo strokovnjake, ki naj bi kot predstavniki uporabnikov zasledovali, zbirali in pripravljali vsebino problematike, ki izvira iz pozicij ključnega pomena za realizacijo razvojnih programov in ki naj vzbudi interes za usmerjeno raziskovalno dejavnost v vsaki delovni enoti.

Izvajanje te funkcije z ad hoc individualnimi razgovori je bolj iskanje možnosti za krajše raziskovalne naloge, ne pa sleditev nujnosti za dolgoročne usmerjene raziskave.

Pomanjkanje tega je razvidno iz maloštevilnih konkretnih nalog, ki prav gotovo ne predstavljajo široke in programske zelo zahtevne livarske dejavnosti.

Kvantifikacija važnejših skupnih raziskav kaže naslednje rezultate:

— osvojen je postopek izdelave specialnega grodlja za proizvodnjo nodularne litine,

— uvedli smo industrijsko proizvodnjo in uporabo Cronning peska za potrebe slovenskih livarn,

— osvojili tehnologijo formanja in ulivanja pogonskih in vodilnih koles za transporterje in kompletiranje verig za gosenična vozila,

— uvedli serijsko kaluparjenje drobnih odlitkov brez okvirja,

— razvili in uvedli uporabo modifikatorjev iz domačih surovin,

— osvojili kompletni asortiment nerjavnih ventilov od velikih do drobnih cronning ulitkov,

— osvojili tehnologijo novih poljeklenih valjev za Pilger proge,

— razvili in uvedli v proizvodnjo legirano CrMnSi sivo litino za ladijske diesel motorje,

— razvili smo domače cepivo na bazi Mg za proizvodnjo sive litine s kroglastim grafitom,

— osvojili tehnologijo izdelave vztrajnikov in zavornih bobnov iz legirane sive litine z lamelastim grafitom s povečano natezno trdnostjo, večjo trdoto in večjo obrabno trdnostjo,

— v celoti raziskali uporabnost kremenovih peskov za potrebe livarstva, steklarstva, gradbeništva ter omogočili oplemenjevanje teh,

— uvajamo formarsko in livno tehnologijo izdelave tenkostenskih ulitkov za motorno industrijo.

Na sliki 3 prikazujemo tematsko strukturo raziskovalne dejavnosti.

ORGANIZACIJA METALURŠKEGA RAZISKOVALNEGA DELA

Raziskovalne zahteve za posamezna metalurška področja kljub skromnim raziskovalnim potencialom in skromnim razvojnim programom v nekaterih DO vendarle zahtevajo strogo specializacijo dejavnosti, predvsem na MI (z VTO Montanistiko). Uvodoma prikazana delitev na raziskovalna področja omogoča konkretnije izvore za programske usmeritve vsebine problemov. Smo pa vse bolj občutno ugotavljali, da je med področji podobne ali dopolnjujoče se vsebine preslaba povezava, premajhna izmenjava informacij, skratka, premalo učinkovitega sodelovanja, tako v pogledu kadrov, samih raziskav, posredovanja rezultatov.

Taka analiza je privedla na SZ-MI do formiranja večjih kompleksnih delovnih skupin, in sicer:

ekstraktiva: fizikalna-kemija metalurških procesov, železarstvo, jeklarstvo, barvne kovine,

metalurška tehnologija: fizika kovin in metalografija, mehanske preiskave, vroča in hladna predelava, toplotna obdelava, razvoj specialnih zlitin, livarstvo, toplotna tehnika, barvne kovine,

kemija: analitski laboratorij, fizikalna kemija, laboratorij za analizo plinov,

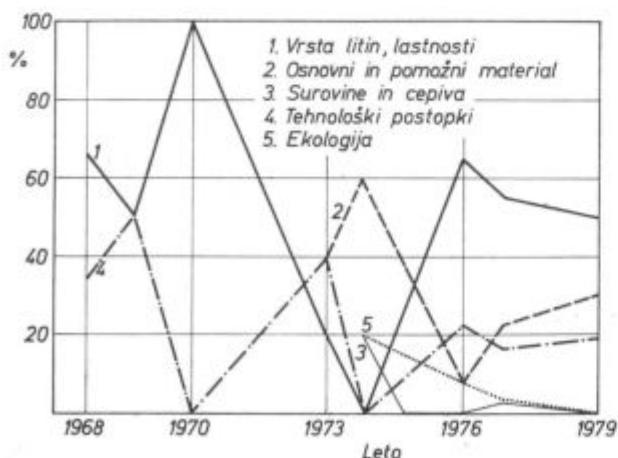
tehnologija priprave mineralnih surovin: analitski laboratorij, hidrometalurški laboratorij, bogatenje mineralnih surovin.

Na sliki 4 prikazujemo pregled števila izdelanih elaboratov z aktivno udeležbo raziskovalcev.

Sicer je oblika povezovanja z uporabniki že nekaj let nespremenjena: obstaja preko strokovnih komisij, kontakterjev pri uporabnikih, neposrednih stikih med nosilci, oz. sodelavci nalog in uporabniki, preko skupinskih razgovorov med raziskovalci MI, oz. VTO in raziskovalci ter operativci pri uporabnikih, in končno preko odbora za znanstveno raziskovalno delo pri SZ. Za potrebe RSS obstaja povezava preko projektne svetov za črno in barvno metalurgijo ter livarstvo trenutno še v okviru področne raziskovalne skupnosti za geologijo, rudarstvo in metalurgijo.

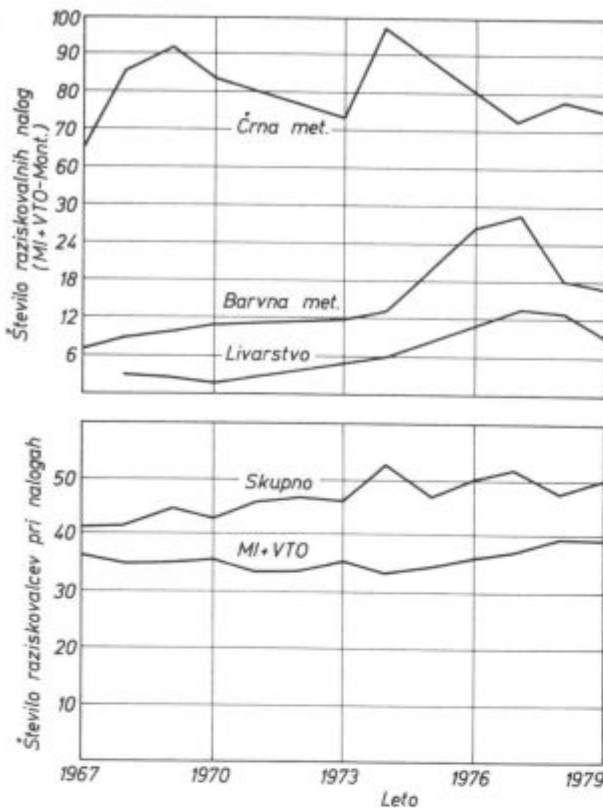
Sodelovanje SZ-MI z drugimi raziskovalnimi ustanovami

Povezava z drugimi raziskovalnimi ustanovami, ki je široko zasnovana in ustreza potrebam specifične usmeritve, oz. specializacije raziskovalne dejavnosti na MI in v delovnih organizacijah pri uporabnikih, poteka takole:



Slika 3

Tematska struktura raziskav — Livarstvo



Slika 4

Pregled izdelanih nalog in angažiranja raziskovalcev oz. drugih sodelavcev iz metalurških DO

— z raziskovalnimi oddelki pri VTO Montanistika (odd. za metalurgijo), UNIAL, Rudis in Ru-

dar (Zagreb), SŽ na podlagi samoupravnih sporazumov (in večletnih raziskovalnih programov),

— z Opštim udruženjem črne metalurgije SFRJ preko strokove komisije za raziskovalno delo v jug. železarnah, koksarnah, v proizvodnji ferozlitin,

— s SEV preko stalne delegacije in sestankov specialistov za področje črne metalurgije,

— z metalurškim inštitutom »Hasan Brkić« Zenica, inštitutom za metalurgijo Sisak, inštitutom v Skopju in pri tehnološki fakulteti v Beogradu preko permanentnih nalog, oz. posameznih kompleksnih nalog z večletno veljavnostjo,

— z raziskovalnim centrom zahodno evropskih držav (EGS) preko stalne kontaktne skupine (s konkretno nalogo iz področja konti-litja in kristalizacije),

— z železarskim inštitutom VASKUT Budimpešta preko stalnih dvehletnih raziskovalnih programov s točno definiranimi raziskovalnimi temami in izmenjavo raziskovalnih rezultatov,

— z zah. nemškimi inštitutom Max Planck ter francoskim inštitutom IRSID preko organiziranja svetovnih simpozijev (simpozij o oligoelementih) ter občasnimi medsebojnimi izmenjavami izkušenj,

— povezava s češkim metalurškim inštitutom »Dobra« je trenutno skromna, obstajajo pa obojestranske tendence za širše sodelovanje z inštitutom pri železarni Vitkovice in oddelkom za predelavo in fiziko kovin inštituta Dobra,

— z ruskim varilnim Inštitutom Paton preko občasnih medsebojnih izmenjav raziskovalnih rezultatov.

Termodinamika v proizvodnji nerjavnih jekel

UDK: 669.14, 018.8, 669.184: 681, 34
ASM/SLA SS, Dn; P. 12

N. Smajić

Nova spoznanja v metalurški termodinamiki in teoriji metalurških procesov na področju izdelave nerjavnih jekel so rezultat intenzivnega raziskovalnega dela v zadnjih dvajsetih letih. Žal so rezultati teh raziskav praviloma podani v obliki ravnotežnih konstant, interakcijskih koeficientov, koeficientov aktivnosti itd., tj. v taki obliki, da so za jeklarja-praktika neuporabni. Zaradi tega smo iz množice objavljenih rezultatov izbrali najzanesljivejše ter jih z določenimi predpostavkami uporabili za termodinamično analizo sistema Fe-Cr-C-O. Dobljene rezultate podajamo v taki obliki, ki jeklarju-praktiku omogoča neposredno aplikacijo termodinamičnih zakonitosti v proizvodnji nerjavnih jekel.

1. UVOD

Termodinamične analize in proračuni ravnotežnih stanj v sistemu Fe-Cr-C-O so zelo aktualni že od uvedbe žilavenja s plinastim kisikom, ki je precej olajšalo proizvodnjo nerjavnih jekel.

Žilavenje s kisikom je namreč omogočilo uporabo odpadkov nerjavnega jekla v vložku, ker je čas žilavenja sedaj krajši, temperatura taline pa bistveno višja, zaradi česar so izgube kroma z odgorom v žlindro precej manjše.

Naša tehnologija izdelave nerjavnih jekel temelji na sedaj že klasični tehnologiji iz petdesetih let. Delo jeklarja-topilca sloni na zastarelih tehnoloških predpisih in lastnih izkušnjah in ne na poznavanju in aplikaciji termodinamičnih zakonitosti.

Medtem je prišlo do prave revolucije v tehnologiji izdelave nerjavnih jekel. Novi postopki VOD, AOD in CLU so v industrijsko razvitih deželah povsem izpodrinili klasično tehnologijo. Tako se po AOD postopku danes proizvaja 80 % vseh nerjavnih jekel na zahodu in praktično 100 % v ZDA.

Osnovni problem pri izdelavi nerjavnih jekel je selektivna oksidacija ogljika v talini, ki že vsebuje krom zaradi uporabe odpadkov nerjavnega jekla

v vložku. Vprašanje, kako pospešiti proces žilavenja, tj. oksidacijo ogljika in obenem preprečiti oksidacijo kroma, oz. zmanjšati odgor dragega kroma na minimum, je za jeklarjo prakso zelo pomembno.

Znano je, da je kvaliteta pridelanega jekla veliko odvisna od vsebnosti kisika v jeklu, ki je delno raztopljen, delno pa vezan v obliki oksidnih vključkov. Celo optimalna tehnologija dezoksidacije nam ne pomaga, če je talina neposredno pred dezoksidacijo vsebovala veliko količino kisika. Dodajmo še, da je od topnosti in vsebnosti kisika v talini močno odvisna tudi hitrost žilavenja, vsaj v prvi fazi (žilavenje do 0,1 % C), saj imamo v začetku oksidacije 12–15 atomov ogljika na en atom kisika, zaradi česar je dovolj velika intenzivnost dovajanja kisika, ki mora zagotavljati stalno nasičenost taline s kisikom, bistvenega pomena.

Na osnovi kemijske analize prvega preizkušanca in temperature taline po končanem taljenju topilec lahko s pomočjo danih diagramov¹ takoj odgovori na naslednja vprašanja, ki so odločilnega pomena za nižje proizvodne stroške:

— Ali lahko po taljenju v danem primeru takoj začnemo s pihanjem kisika?

— Ali lahko zmanjšamo odgor kroma v žlindro in tako skrajšamo redukcijsko periodo in zmanjšamo porabo FeSi za redukcijo, s tem da še pred začetkom pihanja kisika nekoliko dvignemo temperaturo taline in koliko?

— Ali lahko del dragega FeCr s. a. nadomestimo z dodatkom cenejšega FeCr carb., oz. še cenejšega odpadnega silikokroma C-kvalitete še pred začetkom oksidacije in kolikšen naj bo ta dodatek?

— Kakšna je optimalna sestava vložka pri izdelavi nerjavnega jekla, npr. 18/8?

Upamo, da bodo rezultati tega dela prispevali k znižanju proizvodnih stroškov in zanesljivejšemu doseganju predpisane sestave (predvsem C in Cr). Primerno obdelani in preoblikovani v ustrezne algoritme za procesni računalnik ti rezultati lahko pripomorejo k uvajanju računalniškega vodenja procesa žilavenja pri izdelavi nerjavnih jekel.



Dr. N. Smajić, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

2. Sistem Fe — O

Topnost kisika v čisti Fe-talini je določena z ravnotežno konstanto reakcije, po kateri poteka oksidacija železa s kisikom, raztopljenim v talini:



Termodinamični podatki o prosti reakcijski entalpiji, oz. ravnotežni konstanti reakcije (1), ki so objavljeni v literaturi, se med seboj zelo dobro ujemajo. Za izračun aktivnosti in topnosti, oz. vsebnosti kisika v čistih Fe talinah v odvisnosti od temperature smo prevzeli vrednost po Elliotu²:

$$\log K = \frac{6320}{T} - 2,73 \quad (2)$$

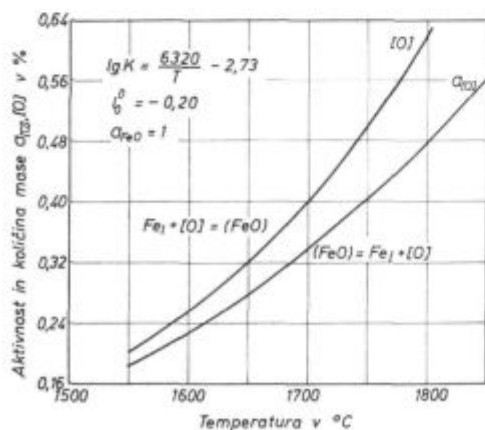
Ker je pri nasičenju taline s kisikom aktivnost FeO enaka 1, je aktivnost kisika ob nasičenju:

$$\log a_o = -\frac{6320}{T} + 2,73 \quad (3)$$

Vsebnost kisika ob nasičenju pa je:

$$\log \% \text{O} = -\frac{6320}{T} + 2,73 - \frac{1873}{T} e_o^0 \% \text{O} \quad (4)$$

Zadnji člen zgornje enačbe vsebuje interakcijski parameter, ki ponazarja velikost medatomnih sil med atomi kisika v talini, korekcijski temperaturni faktor po Nelsonu³ in vsebnost kisika v talini ob nasičenju. Produkt teh treh faktorjev predstavlja logaritem koeficienta aktivnosti kisika pri dani temperaturi. V literaturi je v obdobju od 1936 do danes objavljeno več kot 30 različnih vrednosti za e_o^0 , ki se vse gibljejo v območju med 0 in -0,53. V novjšem času močno prevladuje vrednost -0,20 (Floridis in Chipman⁴, 1958; Elliot, Gleiser in Ramakrishna⁵, 1963; Pargeter⁶, 1967; Sigworth in Elliot⁷, 1974; Janke in Fischer⁸, 1976), kar smo tudi mi prevzeli.



Slika 1
Aktivnost in topnost kisika v čisti Fe talini
Fig. 1
Activity and solubility of oxygen in pure Fe melt.

Eksaktna matematična rešitev enačbe (4) žal ni mogoča. Obstaja sicer numerična metoda, ki je zelo zamudna in omogoča rešitev, ki ni povsem točna, vendar je možno doseči poljubno točnost, seveda na račun časa, potrebnega za numerični izračun. Ta problem smo rešili tako, da smo izdelali računalniški program za mini računalnik HP-97, ki omogoča rešitve s točnostjo, ki prekaša točnost kemijske analize.

Na sl. 1 vidimo tako dobljene rezultate (zgornja krivulja) v obliki krivulje, ki ponazarja topnost kisika v Fe talini ob nasičenju v odvisnosti od temperature. Spodnja krivulja na isti sliki kaže ustrezne aktivnosti kisika. Kot vidimo iz slike, topnost in aktivnost kisika v talini razmeroma hitro narašča s temperaturo. Nad zgornjo krivuljo poteka tvorba FeO vključkov, pod njo pa se FeO vključki raztapljajo v talini.

3. Sistem Fe — C — O

Topnost kisika v Fe-talinah, ki vsebujejo ogljik, je določena z reakcijo oksidacije ogljika:



Za izračun ravnotežne konstante reakcije (5) smo uporabili podatke^{2,9-13} ter iz njih izračunali srednjo vrednost:

$$\log K = \frac{1420}{T} + 1,91 \quad (6)$$

Aktivnost kisika v odvisnosti od sestave in temperature taline ter tlaka CO smo izračunali po enačbi (7):

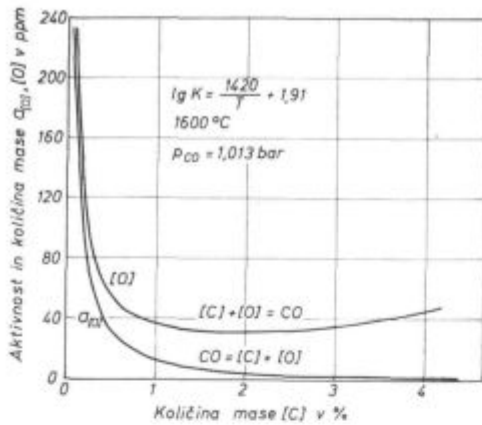
$$\log a_o = -\frac{1420}{T} - 1,91 - \log \% [\text{C}] + \log p_{\text{CO}} - (e_c^c \% [\text{C}] + e_o^0 \% \text{O}) \quad (7)$$

Vsebnost kisika smo računali po enačbi:

$$\log \% \text{O} = -\frac{1420}{T} - 1,91 - \log \% [\text{C}] + \log p_{\text{CO}} - \frac{1873}{T} (e_c^c + e_o^c) \% [\text{C}] + (e_c^0 + e_o^0) \% \text{O} \quad (8)$$

Za računalniški program smo v (7) in (8) vnesli še interakcijske parametre o vplivu kroma na aktivnost ogljika in kisika, tj. e_c^{Cr} in e_o^{Cr} , tako da lahko določimo tudi vpliv kroma na ravnotežje med ogljikom in kisikom v talini. Krom namreč znižuje aktivnost ogljika in kisika, kar pomeni, da bodo taline s kromom vsebovale več kisika, tj. krom zvišuje topnost kisika v talinah sistema Fe-C-O, oz. Fe-C-Cr-O.

Na sl. 2 vidimo aktivnosti in topnosti, oz. vsebnosti kisika v sistemu Fe-C-O pri 1600^o C in parcialnem tlaku $p_{\text{CO}} = 1,013$ bara v odvisnosti od vsebnosti ogljika v talini. Kot iz slike vidimo, aktivnost kisika stalno pada z rastočo vsebnostjo ogljika. Po drugi strani pa ima krivulja, ki kaže vsebnost



Slika 2

Aktivnost in topnost kisika v Fe-C talinah pri 1600°C in $p_{CO} = 1,013$ bara

Fig. 2

Activity and solubility of oxygen in Fe-C melts at 1600°C and $p_{CO} = 1,013$ bar.

kisika v odvisnosti od koncentracije ogljika v talini, minimum (31 ppm kisika pri 1,89 % C/). Pojav minimuma je tipičen za vse dezoksidante in je posledica dejstva, da z rastočo koncentracijo dezoksidanta raste njegova aktivnost ($e_{Me}^{Me} > 0$), medtem ko aktivnost kisika pri tem pada ($e_O^{Me} < 0$). To pomeni, da za vsak dezoksidant obstaja določena optimalna koncentracija, pri kateri je vsebnost kisika v talini najmanjša. Pri nadaljnjem porastu koncentracije dezoksidanta vsebnost kisika (torej tudi oksidnih vključkov) v jeklu narašča in je zato pri dezoksidaciji potrebno paziti, da dodatek dezoksidanta pravilno odmerimo. Ta pojav demonstrira, kako pomembno je poznavanje vpliva sestave, oz. posameznih elementov taline na topnost kisika v talini.

Za izračun topnosti kisika v sistemu Fe-C-O smo za vrednosti interakcijskih parametrov e_C^C in e_O^C prevzeli $e_C^C = 0,22$ in $e_O^C = -0,45$, ki v novejšem času prevladujejo v literaturi^{5, 7, 9, 13}.

4. Sistem Fe — Cr — O

Topnost kisika v Fe talinah, ki vsebujejo krom, je določena s termodinamičnim ravnotežjem med kisikom in kromom, raztopljenim v talini, ki je posledica reakcije oksidacije kroma:



oziroma:



Večina avtorjev je v novejšem času mnenja, da reakcija (9) poteka v talinah, ki vsebujejo do 8, oz. 9 % Cr, medtem ko reakcija (10) poteka pri višjih koncentracijah kroma. Reakcija (9) je veliko bolj raziskana¹⁴⁻¹⁹; pri tem se objavljene vrednosti ravnotežne konstante za to reakcijo razmeroma dobro ujemajo, razen ene¹⁴, ki precej odstopa od vrednosti ostalih avtorjev. Zato smo za izračun

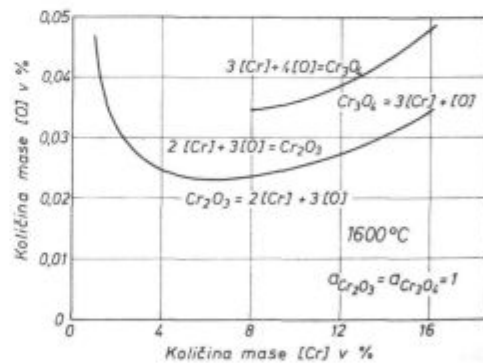
srednje vrednosti uporabili podatke tistih avtorjev¹⁵⁻¹⁹, ki se med seboj dobro ujemajo. Tako smo za srednjo vrednost ravnotežne konstante za reakcijo (9) dobili:

$$\log \bar{K}_{Cr_2O_3} = \frac{42246}{T} - 18,37 \quad (11)$$

Za oksidacijo kroma v Cr_3O_4 večina avtorjev uporablja podatke J. Chipmana²⁰, ki smo jih tudi mi prevzeli, tj.:

$$\log \bar{K}_{Cr_3O_4} = \frac{53500}{T} - 23,95 \quad (12)$$

Vrednosti za interakcijske koeficiente $e_{Cr}^{Cr} = 0$ in $e_O^{Cr} = -0,045$ smo prevzeli iz literature^{20, 21} oziroma od Fischerja in Jankea⁸. Pri tem smo prevzeli, da je aktivnost Cr-oksidov ob tvorbi vključkov v talini enaka 1. Rezultate izračunov kaže sl. 3, na kateri vidimo topnost, oz. maksimalno vsebnost kisika v talinah sistema Fe-Cr-O v odvisnosti od vsebnosti kroma pri temperaturi 1600°C. Nad krivuljami je talina prenasočena s kisikom in zato nastopa tvorba vključkov Cr_2O_3 (spodnja krivulja), oz. Cr_3O_4 (zgornja krivulja). Pod ustrezno krivuljo pa se vključki razkrajajo v /Cr/ in /O/ tako, da imamo v vsakem primeru termodinamično ravnotežje med koncentracijo kroma in ogljika v talini. Tako kot v sistemu Fe-C-O tudi v sistemu Fe-Cr-O nastopa minimum na krivulji topnosti kisika. Kot vidimo iz slike 3, je topnost kisika močno odvisna od vsebnosti kroma v talini, minimum pa nastopa pri 6,43 % Cr, ko talina vsebuje le še 227 ppm kisika pri 1600°C.



Slika 3

Topnost kisika v Fe-Cr talinah pri 1600°C

Fig. 3

Oxygen solubility in Fe-Cr melts at 1600°C.

5. Sistem Fe-Cr-C-O

Po analizi binarnega sistema Fe-O in ternarnih sistemov Fe-C-O in Fe-Cr-O sedaj lahko pristopimo k analizi štirikomponentnega sistema Fe-Cr-C-O. V tem štirikomponentnem sistemu nastopata dve različni varianti, oziroma možnosti. V prvem primeru (varianta Fe-Cr-C-O) je vsebnost kisika določena z oksidacijo kroma, to je vsebnost ogljika

je enaka, oziroma manjša od takoimenovane kritične koncentracije, ki pri danih pogojih (parcialni tlak CO, sestava in temperatura taline) ravno še zadošča, da ščiti krom pred oksidacijo¹. Ker je torej koncentracija ogljika v talini nižja od kritične, vsebnosti kisika v talini omejuje oksidacija kroma, tj. reakcija (9) v področju do 8 % Cr, oz. reakcija (10) pri talinah, ki vsebujejo več kot 8 % Cr. Topnost kisika, tj. njegovo maksimalno vsebnost v tem primeru označujemo kot $/O/^{Cr}$ za razliko od $/O/^c$, ko je vsebnost kisika določena z oksidacijo ogljika. V tem drugem primeru govorimo o sistemu Fe-C-Cr-O, da bi na ta način poudarili odločilni pomen ogljika na vsebnost kisika v talini. Pravilno sestavljen vložek pri izdelavi nerjavnega jekla mora pri dani vsebnosti kroma vsebovati po taljenju nadkritično koncentracijo ogljika, tako da ogljik ščiti krom pred oksidacijo. Vsebnost kisika v talini je torej omejena in določena z reakcijo oksidacije ogljika $/C/ + /O/ = CO$. V končni fazi žilavenja, ko med žilavenjem koncentracija ogljika pade na kritično vrednost, se začne oksidacija kroma. Nadaljnje žilavenje poteka ob istočasnem odgoru kroma in ogljika. Vsebnost kisika v talini je v tej fazi določena z vsebnostjo ogljika in z vsebnostjo kroma. Le pri nepravilno sestavljenem vložku, kar sicer sploh ni redek primer, tj. ko vložek vsebuje preveč kroma, oz. premalo ogljika, nastopa takoj oksidacija kroma, vse dokler porast temperature in odgor kroma ne premakneta ravnotežja tako, da se končno doseže kritična koncentracija ogljika, od katere naprej žilavenje poteka ob istočasnem odgoru kroma in ogljika.

1. Varianta Fe-Cr-C-O

Topnost kisika v sistemu Fe-Cr-C-O je določena z vsebnostjo kroma v talini, oz. z reakcijo oksidacije kroma, kot v že obdelanem sistemu Fe-Cr-O. Razlika je v tem, da sedaj talina vsebuje poleg kroma še ogljik. Ker ogljik znižuje aktivnost kroma in kisika, topnost kisika v tem sistemu narašča z rastočo koncentracijo ogljika.

V termodinamičnih proračunih smo poleg že omenjenih interakcijskih koeficientov morali tokrat iz literature izbrati najbolj zanesljive interakcijske koeficiente, ki ponazarjajo vpliv ogljika na aktivnost kroma in kisika. Po pregledu literature^{5, 21-27} smo ugotovili, da se vrednosti za e_{Cr}^C gibljejo med $-0,058$ in $-0,157$. Izbrali smo vrednost Nakamura²¹, ker najbolj ustreza vrednosti za $e_{Cr}^{Cr} = -0,023$ po Maxwellovi enačbi, ki povezuje vrednosti e_y^x in e_x^y :

$$e_y^x = e_x^y - \frac{M_y}{M_x} + 0,00434 \left(1 - \frac{M_y}{M_x} \right) \quad (13)$$

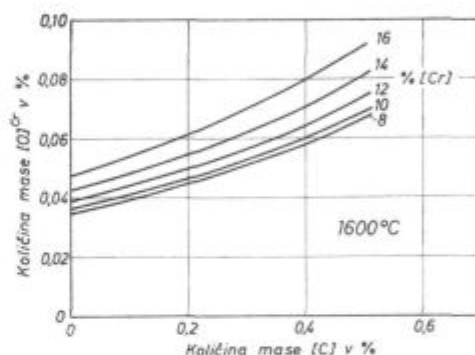
Za e_O^C smo izbrali vrednost $-0,45$, kateri po relaciji (13) ustreza $e_C^O = -0,34$.

Računalniški program, ki smo ga nato izdelali, omogoča izračun vsebnosti kisika $/O/^{Cr}$ v talinah

sistema Fe-Cr-C-O, v katerih je topnost kisika določena z vsebnostjo kroma (vsebnost ogljika manjša od kritične), in sicer v odvisnosti od temperature in sestave taline.

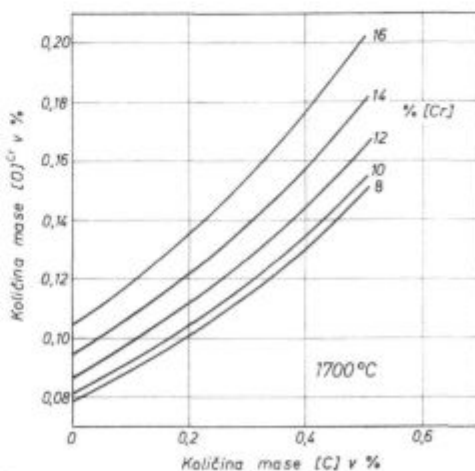
Na slikah 4, 5 in 6 prikazujemo vsebnost kisika v talinah tega tipa, ki vsebujejo 8, 10, 12, 14 in 16 % Cr, v odvisnosti od vsebnosti ogljika v talini za temperature 1600, 1700 in 1800° C.

Kot vidimo iz teh diagramov, ogljik razmeroma močno povečuje topnost kisika v talinah tega tipa. Ta vpliv ogljika je močnejši pri višjih temperaturah. Posebno močen je vpliv temperature, kar vidimo iz primerjave med slikami 4, 5 in 6. Tako npr. talina, ki vsebuje 0,3 % C in 12 % Cr, vsebuje 570, 1270, oz. 3000 ppm kisika pri temperaturah 1600, 1700, oz. 1800° C. Pri tem je treba upoštevati, da je pri 1600° C koncentracija ogljika 0,3 % manjša od kritične, če talina vsebuje 12 % Cr, medtem ko npr. pri 1800° C ista koncentracija ogljika preprečuje oksidacijo kroma in je v tem



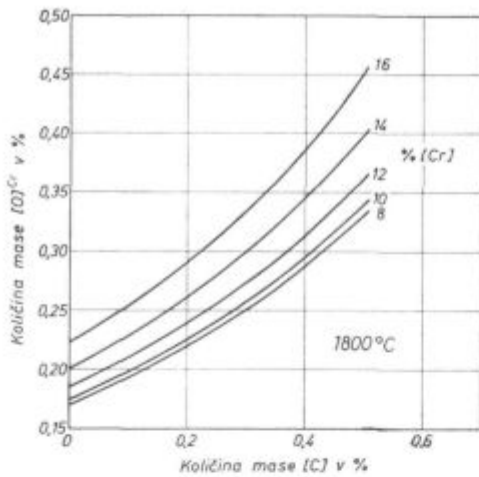
Slika 4
Vpliv kroma in ogljika na topnost kisika v talinah tipa Fe-Cr-C pri 1600° C

Fig. 4
Influence of chromium and carbon on the oxygen solubility in Fe-Cr-C melts at 1600° C.



Slika 5
Topnost kisika v talinah tipa Fe-Cr-C pri 1700° C

Fig. 5
Oxygen solubility in Fe-Cr-C melts at 1700° C.



Slika 6
Topnost kisika v talinah tipa Fe-Cr-C pri 1800°C
Fig. 6
Oxygen solubility in Fe-Cr-C melts at 1800°C.

primeru vsebnost kisika v talini regulirana z vsebnostjo ogljika. V tem primeru nastopa drugi tip taline, tj. imamo sistem Fe-C-Cr-O.

V talinah tipa Fe-C-Cr-O je topnost kisika določena z reakcijo $/C/ + /O/ = CO$.

Pri izdelavi nerjavnega jekla po taljenju vložka in kemični analizi prvega preizkušanca imamo dva možna primera:

a) Vložek je bil pravilno sestavljen, tj. za dano vsebnost kroma v talini je koncentracija ogljika višja od kritične, kar pomeni, da topilec lahko takoj začne s pihanjem kisika. Ogljik pri tem zgoreva in ščiti krom pred oksidacijo, temperatura taline narašča, vsebnost ogljika v talini pada, vse dokler ne doseže kritične koncentracije, pri kateri poleg ogljika začne zgorevati tudi krom.

Celoten potek žilavenja lahko torej razdelimo v dve sukcesivni fazi. V prvi poteka žilavenje brez odgora kroma, v drugi, končni fazi pa zgorevata istočasno ogljik in krom, ki prehaja v žlindro. Žilavenje moramo voditi tako, da je druga faza čimkrajša, oz. da se ji po možnosti izognemo.

b) Vložek je bil nepravilno sestavljen, tj. za dano vsebnost kroma v talini je koncentracija ogljika nižja od kritične in zato imamo nasproten primer, tj. sedaj krom ščiti ogljik pred oksidacijo! S poznavanjem teh ravnotežnih stanj lahko jeklar ukrepa takoj po staljenju vložka, oz. analizi prvega preizkušanca, in sicer tako, da ponovno vključi peč, tj. zviša temperaturo, bodisi z dovajanjem električne energije, bodisi z dodatkom FeSi. Šele potem, ko doseže zahtevano temperaturo, tj. tisto temperaturo, pri kateri ogljik ščiti krom pred oksidacijo, lahko začne s pihanjem kisika. V nasprotnem primeru, tj. če takoj po taljenju vložka začnemo s pihanjem kisika, kot se to običajno danes dela, najprej gori krom, temperatura taline hitro raste, vse dokler ne dosežemo kritično koncentracijo ogljika, pred tem je

del kroma že odgorel v žlindro. Prve faze žilavenja v tem primeru sploh ni; imamo le drugo fazo, tj. krom odgoreva v žlindro ves čas pihanja kisika.

Za prakso je torej pomembna predvsem topnost kisika v talinah tipa Fe-C-Cr-O, saj je v prvi fazi žilavenja, ki naj bo čimdaljša, vsebnost kisika omejena z ravnotežjem med kisikom, ogljikom in kromom, ki je posledica reakcije oksidacije ogljika v prisotnosti kroma. Ker krom znižuje aktivnost ogljika in kisika ($e_C^{Cr} = -0,023$; $e_O^{Cr} = -0,045$), bo ravnotežje med ogljikom in kisikom, ki je posledica reakcije $/C/ + /O/ = CO$, premaknjeno proti višjim koncentracijam kisika. Topnost kisika v talinah tipa Fe-C-Cr-O bo torej bistveno večja kot v sistemu Fe-C-O, kot rezultat omenjenega vpliva kroma.

V osnovi računalniškega programa, ki smo ga izdelali za izračun topnosti kisika v talinah sistema Fe-C-Cr-O, je algoritem:

$$\begin{aligned} & /C/ /O/ \exp. \left\{ 2,303 \left[\frac{1420}{T} + 1,91 + \right. \right. \\ & \left. \left. + \frac{1873}{T} \left(\sum_i e_{O_i}^{X_i} /X_i/ + \sum_i e_C^{X_i} /X_i/ \right) \right] \right\} - \\ & - p_{CO} = 0 \end{aligned} \quad (14)$$

Pri tem so $e_{O_i}^{X_i}$ in $e_C^{X_i}$ interakcijski koeficienti, ki ponazarjajo vpliv posameznega elementa X, prisotnega v talini, na aktivnost kisika, oz. ogljika, X_i vsebnosti posameznih elementov v talini, izraženi v ut. % (količina mase), T-absolutna temperatura (K) in p_{CO} -parcialni tlak v atmosferah.

V izračunih smo uporabili vrednosti interakcijskih koeficientov pri 1873 K iz tabele 1.

Vpliv temperature na interakcijske koeficiente pa smo računali po korekcijski enačbi Nelsona³:

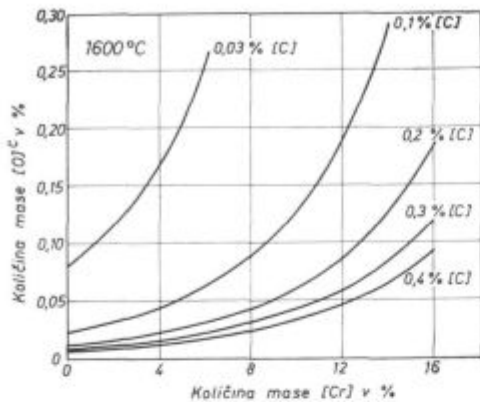
$$e_T = e_{1873} \frac{1873}{T} \quad (15)$$

Tabela 1: Vrednosti interakcijskih koeficientov pri 1600°C

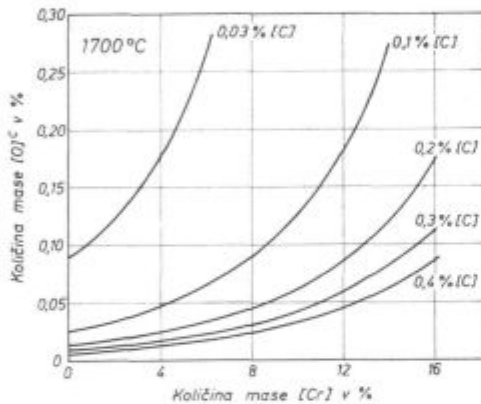
X	e_C^X	e_O^X	e_O^O
O	-0,20	-0,34	-0,156
C	-0,45	0,22	-0,113
Si	-0,13	0,106	-0,024
Mn	-0,026	—	—
Cr	-0,045	-0,023	0
Ni	0,005	0,012	—
Al	-3,9	0,043	—
Ca	-3,24	-0,097	—
P + S	-0,13	—	—

Krivulje na sl. 7, 8 in 9 kažejo tako izračunano topnost kisika v odvisnosti od vsebnosti kroma

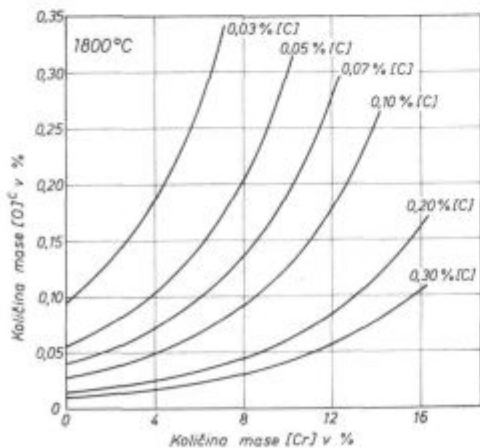
v talinah sistema Fe-C-Cr-O pri različnih vsebnostih ogljika in pri temperaturah 1600, 1700 in 1800° C.



Slika 7
 Topnost kisika v talinah tipa Fe-C-Cr pri 1600° C
 Fig. 7
 Oxygen solubility in Fe-C-Cr melts at 1600° C.



Slika 8
 Topnost kisika v talinah tipa Fe-C-Cr pri 1700° C
 Fig. 8
 Oxygen solubility in Fe-C-Cr melts at 1700° C.



Slika 9
 Topnost kisika v talinah tipa Fe-C-Cr pri 1800° C
 Fig. 9
 Oxygen solubility in Fe-C-Cr melts at 1800° C.

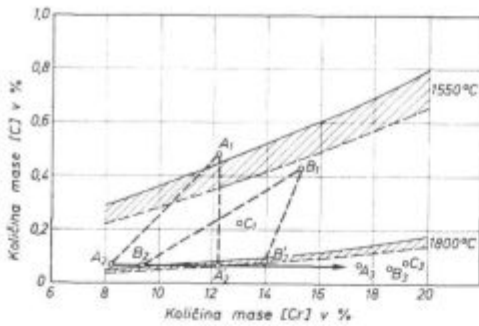
6. Opredelitev kriterijev za oceno dela

Termodinamični kriteriji omogočajo oceno pravičnosti sestave vložka ter oceno pravičnosti vodenja poteka oksidacije in takojšnje ukrepanje že po analizi prvega preizkušanca. S tem bi dosežani način dela, ki temelji na tehnoloških regulativih in izkušnjah nadomestili, oz. izpopolnili z aplikacijo termodinamičnih zakonitosti, kar bi lahko pomembno prispevalo k znižanju proizvodnih stroškov pri izdelavi nerjavnih jekel.

1. Kriterij za pravičnost sestave vložka

Pravilno sestavljen vložek preprečuje odgor kroma v žlindro že med taljenjem, kakor tudi v prvi fazi oksidacije, oz. pihanja kisika. To lahko uresničimo tako, da vložek pri dani vsebnosti kroma vsebuje določeno minimalno, oz. večjo vsebnost ogljika. V tem primeru ogljik ščiti krom pred oksidacijo. Potrebna vsebnost ogljika je seveda odvisna od vsebnosti kroma v talini ter od temperature taline. Če prevzamemo, da imamo po taljenju vložka temperaturo cca 1550° C, lahko za vsako vsebnost kroma v talini izračunamo ustrezno ravnotežno vsebnost ogljika. To je tista kritična koncentracija ogljika, pri kateri na temperaturi 1550° C ni možna oksidacija ogljika brez istočasnega odgora kroma v žlindro. To pomeni, da vložek mora biti sestavljen tako, da analiza prvega preizkušanca pokaže, da talina vsebuje nadkritično koncentracijo ogljika, tj. sestava taline glede na vsebnost kroma in ogljika mora ležati nad zgornjo krivuljo na sl. 10.

Za oceno pravičnosti sestave vložka je bistveno zgornje črtkano območje na sl. 10, ki velja za temperaturo taline 1550° C. Pri tem zgornja polno izrisana krivulja velja za talino, ki praktično ne vsebuje Si, Mn in Ni, spodnja prekinjena izoterma pa se nanaša na talino, ki vsebuje 1 % Si, 1 % Mn ter 8 % Ni. V praksi morajo torej vse taline, ob pravilni sestavi vložka, po taljenju imeti pri določeni vsebnosti kroma toliko ogljika, da njih sestave ležijo nad izotermnim območjem 1550° C ali vsaj znotraj njega. V primeru, da analiza prvega preizkušanca pokaže, da talina vsebuje premalo ogljika, kar zlahka ugotovimo s primerjanjem analize s sliko 10, to pomeni, da vložek ni bil pravilno sestavljen in da ne smemo začeti s pihanjem kisika, temveč moramo takoj ustrezno ukrepati. Najbolj učinkovit ukrep je segrevanje taline na ustrezno višjo temperaturo. Na sl. 10 so namreč zaradi boljše preglednosti vrisane le izoterme za 1550 in 1800° C. Med temi izotermami ležijo ostale izoterme za vmesne temperature. S takšnim ukrepanjem v odvisnosti od rezultatov kemične analize prvega preizkušanca se lahko izognemo nepotrebni porabi kroma v žlindro, kar pomeni manjšo porabo FeSi in večjo produktivnost peči, tj. nižje proizvodne stroške.



Slika 10
Kritična koncentracija ogljika pri $p_{CO} = 1,013$ bara za 1550 in 1800° C.

Polno izrisana krivulja: 0 % Si, Mn in Ni.
Crtkana krivulja: 1 % Si, 1 % Mn in 8 % Ni.

Primer uporabnosti diagrama:

A_1, B_1, C_1 — analiza prve probe šarž A, B in C

A_2 in B_2 — analiza druge probe (po oksidaciji)

A'_2 in B'_2 — optimalna analiza po oksidaciji

A_3, B_3, C_3 — končne analize

$\overline{A_1 A_2}$ in $\overline{B_1 B_2}$ — dejanski potek žilavenja

$\overline{A_1 A'_2}$ in $\overline{B_1 B'_2}$ — teoretično optimalni potek žilavenja

Fig. 10

Critical carbon concentration at $p_{CO} = 1.013$ bar, and 1550 and 1800° C.

Full line: 0 % Si, Mn, and Ni.

Dashed line: 1 % Si, 1 % Mn, and 8 % Ni.

Applicability of the graph:

A_1, B_1, C_1 — analyses of the first probes of A, B, and C heats

A_2 and B_2 — analyses of the second probes (after oxidation)

A'_2 and B'_2 — optimal analyses after oxidation

A_3, B_3, C_3 — final analyses

$\overline{A_1 A_2}$ and $\overline{B_1 B_2}$ — actual course of refining

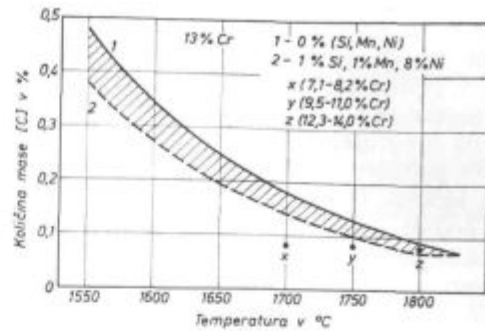
$\overline{A_1 A'_2}$ and $\overline{B_1 B'_2}$ — theoretically optimal course of refining

2. Kriterij za oceno pravilnosti poteka žilavenja

Optimalni potek žilavenja definirajmo kot tisti potek žilavenja, ki omogoča doseganje predpisane količine ogljika pri zgornji dopustni temperaturi obratovanja ob najmanjšem možnem odgoru kroma v žilindro in najmanjši toplotni obremenitvi peči. Če žilavimo ob prenizki temperaturi, bomo imeli prevelik odgor kroma; če zgornjo dopustno temperaturo presežemo ali če pri tej temperaturi obratujemo dalj časa, kot je to nujno potrebno, bomo imeli preveliko porabo ognjevarnega gradiva.

Pravilna izbira zgornje dopustne temperature obratovanja je seveda odvisna od stroškov, oz. prihrankov, je torej rezultat kompromisa. Če prevzamemo, da je zgornja dopustna temperatura obratovanja 1800° C, potem optimalni potek žilavenja taline, ki vsebuje 13 % Cr, kaže diagram na sl. 11.

Za problem določanja optimalnega poteka žilavenja smo morali izdelati poseben program za računalnik. Program je prirejen tako, da izračuna krivuljo sinhroniziranega ogrevanja taline in odgora ogljika tako, da dosežemo predpisani ogljik točno pri zgornji dopustni temperaturi in ob mini-



Slika 11
Optimalni potek žilavenja taline s 13 % Cr pri $p_{CO} = 1,013$ bara.

x, y, z — maksimalno možne vsebnosti kroma v talini ob koncu žilavenja pri 0,08 % C pri zgornji dopustni temperaturi 1700, 1750 in 1800° C.

Fig. 11

Optimal course of refining the melt with 13 % Cr at $p_{CO} = 1.013$ bar.

x, y, z — maximal possible chromium contents in the melt after refining if C = 0.08 % and the upper permissible temperatures are 1700, 1750, and 1800° C.

malnem odgoru kroma v žilindro. Sinhronizacija poteka ogrevanja in žilavenja je izredno pomembna, ker je optimalni potek, ki ga kaže krivulja, oz. črtkano območje na sl. 11, možno uresničiti, oz. se mu v praksi približati le ob striktni kontroli temperature in vsebnosti ogljika v talini.

Če ima talina pri določenem % C nižjo temperaturo, kot to kaže sl. 11, bomo imeli prevelik odgor kroma, ki bi se mu lahko izognili. Če pa ima med žilavenjem talina pri danem % C previsoko temperaturo, ki se pozneje zniža tako, da ob koncu pihanja ne presežemo dovoljenih 1800° C, bomo imeli prekomerno porabo obloge peči, ne da bi pri tem zmanjšali odgor kroma.

Kriterij za oceno žilavenja je torej vsebnost C in Cr ter temperatura taline ob koncu pihanja. Ta trojna ravnotežna točka C-Cr-T je končni cilj, ki bi ga morali doseči natančno ob koncu pihanja. Optimalnemu poteku žilavenja se seveda lahko približamo predvsem ob uporabi procesnega računalnika, ki bi vodil proces oksidacije tako, da bi prejemal informacije o trenutni temperaturi taline ter vsebnosti C npr. vsake 2—3 minute, nakar bi sprotil ukrepal.

7. Primeri uporabe dobljenih rezultatov

Uporabnost dobljenih rezultatov lahko preizkusimo z analizo šaržnih kartonov ene izmed naših jeklarn, iz katerih lahko razberemo analize in temperature taline v posameznih fazah izdelave nerjavnih jekel in jih primerjamo z optimalnimi vrednostmi, ki jih dajejo izračunana ravnotežna stanja.

1. Sestava vložka

Na sl. 10 vidimo tri primere šarž A, B in C. Po analizah prvega preizkušanca — točke A_1, B_1 in C_1 — bi topilec lahko s pomočjo tega diagrama takoj

ocenil, da je vložek v primeru A_1 pravilno sestavljen in da lahko takoj začne s pihanjem kisika. V primeru B_1 in C_1 , ki je posebno kritičen, je jasno, da ne smemo začeti s pihanjem, preden talino ne pregrejemo, in sicer je potrebna temperatura v primeru šarže B cca 1600°C - za šaržo C pa cca 1650°C . Pri šarži C bi verjetno bilo racionalno dodati ustrezno količino 75 ali 90 % FeSi, kar bi olajšalo hitro pregrevanje taline na željeno temperaturo, ker je vsebnost ogljika v tej šarži odločno prenizka.

Ker je topilec v vseh treh primerih takoj po taljenju začel s pihanjem kisika, lahko pričakujemo, da so izgube kroma z odgorom v žlindro morale biti izredno velike v primeru C in da sta šarži A in B potekali verjetno normalno. Iz šaržnih kartonov smo videli, da sta šarži A in B res potekali običajno, analize drugih preizkušancev (tj. po pihanju) sta vrisani na sl. 10 kot točki A_2 in B_2 . V kartonu šarže C pa ni bilo rezultata drugega preizkušanca! Pri šarži C je bila namreč po pihanju tako velika količina zelo viskozne žlindre, da ni bilo mogoče vzeti preizkušanca za analizo. Šarža C je sploh potekala s težavo; čas trajanja šarže je bil daljši kot običajno, poraba kroma je bila tudi večja, produktivnost peči manjša, poraba FeSi večja itd. Vsemu temu se je bilo možno izogniti, če bi topilec analizo prvega preizkušanca (C_1) poiskal na diagramu na sl. 10, ugotovil, da je vsebnost ogljika v tem primeru prenizka in da je potrebno s pregrevanjem taline ali/in z dodatkom FeSi ustvariti takšne termodinamične pogoje, v katerih bo vsebnost ogljika in temperatura taline vsaj zadoščala, da bi še pred začetkom pihanja bil preprečen odgor kroma v žlindro.

Primer šarže C jasno kaže uporabnost, oz. praktično vrednost izvedenih termodinamičnih proračunov, ki so grafično oblikovani na sl. 10 v obliki diagrama, ki omogoča takojšnjo oceno pravilnosti sestavljenega vložka in odločitev o potrebnih ukrepih še pred začetkom pihanja.

2. Potek žilavenja

Poleg ocene poteka že končanega žilavenja diagram na sl. 11 omogoča **vođenje procesa oksidacije** v skladu z že prej definiranim optimalnim potekom, ki pri danih pogojih zagotavlja minimalne izgube kroma.

Na sl. 11 vidimo med drugim tri točke X, Y in Z, ki kažejo maksimalno možno vsebnost kroma v talini, ki ima ob koncu oksidacije predpisanih 0,08 % ogljika pri temperaturi 1700, 1750, oziroma 1800°C .

Predpostavimo, da je dopustna maksimalna temperatura 1800°C . Na sl. 11 vidimo (točka Z), da oksidacijo lahko vodimo tako, da ob koncu pihanja talina doseže istočasno maksimalno dovoljeno temperaturo 1800°C in predpisani ogljik (0,08 % C) ter 12,3—14,0 % Cr v odvisnosti od vsebnosti Si in Mn (od 0 % do 1 %) ter Ni (od 0 % do 8 %).

Iz slike 10 vidimo, da smo pri šaržah A in B ob koncu pihanja imeli (točki A_2 in B_2) 8,2, oz. 9,4 % Cr. Torej precej manj kot bi bilo možno, če bi oksidacijo vodili natančno po termodinamično optimalni poti, ki bi nam zagotovila (točka Z) 12,3—14,0 % Cr v talini.

Ker je vsebnost kroma že v vložku A, oz. po staljenju (A_1), bila 12,2 %, te šarže tudi s procesnim računalnikom ne bi mogli voditi tako, da bi ob koncu pihanja imeli 12,3—14,0 % Cr. Lahko bi pa znižali ogljik na predpisanih 0,08 % brez odgora kroma v žlindro tako, da bi talina po pihanju imela enako vsebnost kroma (12,2 %) kot pred pihanjem (točka A'_2). Razlika med A'_2 in A_2 je 12,2—8,2, = 4,0 % Cr, ki je dejansko odgorel v žlindro, kar bi bilo možno preprečiti z vođenjem procesa oksidacije po termodinamično optimalni poti. Žal neposredna uporabnost diagrama na sl. 11 ni možna. Optimalno vođenje procesa oksidacije bi bilo možno le ob poprejšnjem uvajanju procesnega računalnika in kontroli temperature in vsebnosti ogljika v talini med pihanjem, in sicer bi potrebovali meritve približno vsake 2—3 minute.

Lahko torej zaključimo, da sta tudi šarži A in B, ki sta vodeni razmeroma dobro v sedanjih pogojih dela, še vedno bili precej oddaljeni od optima (primerjaj točki A_2 in B_2 s točko B'_2 na sliki 10).

Šarža A bi lahko pri svoji vsebnosti ogljika vsebovala 14 % Cr, če pa pustimo vsebnost kroma v vložku ob strani, potem bi oksidacija lahko bila vodena tako, da bi proces potekal po vertikali $A_1A'_2$, torej brez izgube kroma v žlindro. Pihanje pri šarži B je bilo možno končati pri točki B'_2 namesto v B_2 in bi tako v žlindri na koncu pihanja imeli odgor le 1,3 % Cr, namesto 5,9 % Cr. Dodatno bi se bilo možno izogniti predolgemu pihanju, saj je šarža B končana pri nepotrebnem prenizkem ogljiku (točka B_3) 0,06 %, kar sicer manj velja tudi za šaržo A (0,07 % C— A_3). Tako bi torej z aplikacijo termodinamičnih zakonitosti in uvajanjem merilnih sond za merjenje temperature in vsebnosti ogljika med pihanjem lahko bistveno izboljšali sestavo vložka in vođenje oksidacije pri izdelavi nerjavnih jekel.

8. ZAKLJUČKI

1. Na osnovi določenih v termodinamičnih analizah običajnih predpostavk ter v novejši literaturi objavljenih podatkov o interakcijskih parametrih in ravnotežnih konstantah smo s pomočjo mikroročunalnika HP-97 in ustreznega programa, ki smo ga izdelali, izračunali termodinamična ravnotežna stanja v sistemu Fe-Cr-C-O v staljenem stanju v področju, ki je pomembno za proizvodnjo nerjavnih jekel;

2. opredeljen je kriterij za oceno pravilnosti sestave vložka;

3. opredeljen je kriterij za oceno uspešnosti žilavenja;

4. definiran je teoretično optimalni potek oksidacije, pri katerem je odgor kroma v žlindro minimalen pri dani končni vsebnosti ogljika v talini in zgornji dopustni temperaturi taline. Specifični % C in zgornja dopustna temperatura morata biti dosežena istočasno ob koncu pihanja, kar zagotavlja minimalen odgor kroma v žlindro;

5. izdelani so ustrezni diagrami kot pripomoček za sestavljanje optimalnega vložka za oceno uspešnosti žilavenja in za vodenje oksidacije po krivulji termodinamično optimalne poti.

Literatura

1. N. Smajić: Termodinamična analiza sistema Fe-Cr-C-O, Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, naloga št. 639/1978.
2. J. F. Elliot: 32nd Electric Furnace Conference, Pittsburgh 1974 — Proceedings vol. 32, 1975, str. 62—73.
3. E. C. Nelson: Transactions of Metallurgical Society AIME, št. 1, 1963, str. 181—191.
4. T. P. Floridis in J. Chipman: Transactions of Metallurgical Society AIME, 212, 1958, str. 549—553.
5. J. F. Elliot et al.: Thermochemistry for Steelmaking, Addison-Wesley, 1963.
6. J. K. Pargeter: Canadian Metallurgical Quarterly, 6, št. 1, 1967, str. 21—37.
7. G. K. Sigworth in J. F. Elliot: Metals Science, št. 9, 1974.
8. W. A. Fischer in D. Janke: Archiv für Eisenhüttenwesen, 47, št. 10, 1976, str. 589—594.
9. E. T. Turkdogan et al.: Journal of Iron and Steel Institute, 181, 1955, str. 123—128.
10. S. Banya in S. Matoba: Physical Chemistry of Process Metallurgy, I. izd., G. R. St. Pierre, 1959.
11. T. Fuwa in J. Chipman: Transactions of Metallurgical Society AIME, 218, 1960, str. 887—891.
12. A. J. Poljakov et al.: Izvestija Akademii Nauk SSSR, Metallurgija i Teplivo, št. 1, 1961, str. 3—9.
13. H. Schenck in H. Hinze: Archiv für Eisenhüttenwesen, 32, št. 7, 1966, str. 545—550.
14. B. V. Linčevskij in A. M. Samarin: Dokladi AN SSSR, 89, 1953, str. 701—704.
15. E. T. Turkdogan: Journal of Iron and Steel Institute, 178, 1954, str. 278—283.
16. E. T. Turkdogan in R. J. Fruehan: Canadian Metallurgical Quarterly, 11, št. 2, 1972, str. 371—384.
17. Y. Nakamura et al.: Transactions of Iron and Steel Institute of Japan, 11, 1971, str. 456—459.
18. M. Schmidt: Stahl und Eisen, 88, 1968, str. 135—168.
19. J. S. Kulikov: Raskislenie Metallov, M. Metallurgija, 1975, str. 504.
20. J. Chipman: Journal of Iron and Steel Institute, 180 — II. del, junij 1955, str. 97—106.
21. Y. Nakamura et al.: International Conference Iron and Steel Tokyo, 1970, Proceedings, 1971, str. 455—459.
22. H. Schenck in E. Steinmetz: Stahl und Eisen-Sonderberichte, št. 7, 1968.
23. M. G. Froberg et al.: Archiv für Eisenhüttenwesen, 39, št. 8, 1968, str. 587—593.
24. F. D. Richardson in W. E. Dennis: Journal of Iron and Steel Institute, 175, 1953, str. 257—263.
25. T. Fuwa in J. Chipman: Transactions of Metallurgical Society AIME, 218, 1960, str. 887—891.
26. K. Goto et al.: Tetsu-to-Hagane Overseas, 3, 1963, str. 184—189.
27. H. Schenck et al.: Archiv für Eisenhüttenwesen, 39, št. 11, 1968, str. 803—808.

ZUSAMMENFASSUNG

Das Grundproblem bei der Erzeugung von nichtrostendem Stahl ist die selektive Oxydation von Kohlenstoff in der Frischperiode. Im Artikel werden die thermodynamischen Gleichgewichtszustände im System Fe-Cr-C-O im erschmolzenen Zustand und zwar in Abhängigkeit von der Temperatur, der Badzusammensetzung, und von dem CO Partialdruck über dem Bad behandelt. Mit Hilfe der Rechenprogramme, welche einem Mikrorechner des Types HP-97 bzw. HP-41c zugeordnet sind, und aus der Fachliteratur ausgesuchten und zuverlässigsten Daten über die Gleichgewichtskonstanten und die Wechselwirkungskoeffiziente ist die Sauerstofflöslichkeit in Systemen Fe-O, Fe-C-O, Fe-Cr-O und Fe-Cr-C-O ausgerechnet worden. Die thermodynamischen Bedingungen — kritischer Kohlenstoffgehalt und thermodynamisch optimaler Frischverlauf sind bestimmt worden. Die selektive Kohlenstoffoxydation ist nur in dem Falle möglich, wenn der Kohlenstoffgehalt in der Schmelze grösser, als der kritische ist. Der kritische Kohlenstoffgehalt ist abhängig, von der Temperatur und der Zusammensetzung der Schmelze, und

vom CO Partialdruck über der Schmelze, und entspricht dem thermodynamischen Gleichgewicht zwischen Cr und C im System Fe-Cr-C-O. Thermodynamisch optimaler Frischverlauf verlangt eine exakte Kontrolle der Temperatur der Schmelze, und von CO Partialdruck über der Schmelze, und sichert auch, dass am Ende von Sauerstoffblasen, der gewünschte Kohlenstoffgehalt, und die obere zulässige Badtemperatur, bei kleinsten Chromverlusten in der Schlacke erreicht werden. Es sind zwei Diagramme ausgearbeitet worden nach welchen der Einsatz regelrecht zusammengesetzt werden kann, und nach dem Einschmelzen einen überkritischen Kohlenstoffgehalt haben muss. Die Diagramme dienen auch zur Überwachung der Frischperiode.

Wenn der Kohlenstoffgehalt im Bad nach dem Einschmelzen kleiner als der kritische ist, muss der Schmelzer vor dem Sauerstoffblasen die Badtemperatur erhöhen oder die Badzusammensetzung korrigieren. Die Anwendung von Prozessrechner für die Führung der Frischperiode wird empfohlen.

SUMMARY

The basic problem in manufacturing stainless steel is the selective oxidation of carbon during the oxidation process. The paper treats the thermodynamic equilibria in the molten Fe-Cr-C-O system depending on temperature, melt composition, and CO partial pressure above the melt. Using computer programs adjusted for the HP-97 and HP-41c microcomputers and taking the most reliable data on equilibrium constants and interaction coefficients from references, the oxygen solubilities were calculated for the Fe-O, Fe-C-O, Fe-Cr-O, and Fe-Cr-C-O systems. Thermodynamic criteria — critical carbon concentration, and thermodynamically optimal oxidation process are defined. Selective oxidation of carbon is possible only if carbon concentration in the melt is above the critical one. Critical carbon concentration depends on the composition and temperature of the melt, and on the CO partial pressure above the melt, and it corresponds to the thermodynamical

equilibrium between the Cr and C in the Fe-Cr-C-O system. Thermodynamically optimal oxidation process demands strict monitoring of the melt temperature and the CO partial pressure above the melt, and it ensures that simultaneously the desired carbon control and the upper allowed melt temperature will be achieved with the minimal chromium loss by the slag at the end of blowing. Diagrams were constructed which enable the correct composing the feed which must after melting down contain overcritical carbon concentration, and enable the estimation of the control of the oxidation process. If carbon concentration in the melt after melting down is subcritical the smelter must increase the melt temperature and correct the melt composition before the commencement of blowing. Application of the process computer is suggested for monitoring the oxidation process.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основной вопрос при производстве нержавеющей стали представляет селективное окисление углерода в фазе фришевания. В статье рассмотрены термодинамические равновесные значения в системе Fe-Cr-C-O в расплавленном состоянии стали в зависимости от т-ры, состава расплава и парциального давления CO над расплавом. При помощи программы для вычислительной машины, приготовленной для микросчетчика типа HP-97 отн. HP-41 и взятых из литературы самых надежных данных о константах равновесия и взаимодействующих коэффициентов, вычислена растворимость кислорода в системах Fe-O, Fe-C-O, Fe-Cr-O и Fe-Cr-C-O.

Определены термодинамические критерии — критическая концентрация углерода и ход термодинамического оптимального процесса фришевания. Селективное окисление углерода возможно только в случае, если его концентрация в расплаве больше критической концентрации. Критическая концентрация углерода зависит от состава и от т-ры расплава, также от парциального

давления CO над расплавом, и отвечает термодинамическому равновесию между Cr и C в системе Fe-Cr-C-O.

Термодинамический оптимальный ход процесса фришевания выполняется под условием точного соблюдения контроля т-ры расплава и парциального давления CO над расплавом и заверяет, что к концу продувания будут одновременно получены: требуемое содержание углерода и верхняя допустимая т-ра расплава при минимальном переходе хрома в шлак. Выработаны две диаграммы, которые дают возможность для составления шихты и после расплавления можно твердо рассчитывать на надкритическую концентрацию углерода, а также и на оценку хода процесса фришевания. Если концентрация углерода в расплаве после расплавления шихты ниже критической, то сталевар должен до продувания расплава с кислородом повысить т-ру, или же поправить состав расплава. Для управления процессом фришевания рекомендуется применение вычислительной машины.

Razžveplanje grodlja s plavžno žlindro obogateno z MgO

UDK: 669.162.267, 6/2
ASM/SLA Dnn, Dlg, C/-a

G. Todorović, J. Lamut



Za vodenje tehnološkega procesa proizvodnje grodlja je zelo pomembna sestava žlindre. Bazična in kislta plavžna žlindra različno vplivata na razdelitev žvepla med grodljem in žlindro in učinkujeta na proizvodnjo in storilnosti plavžev. Važna fizikalna lastnost žlindre je viskoznost, ki smo jo merili pri kisljih in bazičnih žlindrah. Plavžna žlindra se uporablja tudi v cementni industriji. Mineralna sestava žlindre je pokazala, da je MgO vezan v spojinah in ni prostega periklasa.

UVOD

Vsebnost žvepla v grodlju je odvisna od količine žvepla, ki pride z vsipom v plavž. Rude imajo različne količine žvepla, koks ga ima okrog 2 %. Seveda lahko iz železovih rud s posebno pripravo zmanjšamo količino žvepla v vsipu. Ne moremo pa ga znižati v koksu. Zato je zelo važno, kako voditi tehnološki proces proizvodnje grodlja, da bo razdelitev žvepla med žlindro in grodljem čim večja pri veliki storilnosti in manjši porabi koksa. Z našimi poskusi smo želeli ugotoviti, kako učinkuje MgO na razdelitev žvepla v kisljih in bazičnih žlindrah in kako na viskoznost. Raziskave razžveplanja grodlja z bazičnimi plavžnimi žlindrami s povečano vsebnostjo MgO so pokazale, da se s povečanjem MgO do približno 10–15 %, poveča stopnja razžveplanja. Viskoznost žlinder se zmanjšuje s povečano vsebnostjo MgO v mejah 10–15 %. Kislte plavžne žlindre, obogatene z MgO do 10 % kot nadomestilo za CaO, dajo bolj viskozne žlindre, ker je CaO v kisljih žlindrah boljši razredčevalec, MgO pa v bazičnih. Vodenje procesa proizvodnje grodlja s kisljimi žlindrami bazičnosti $\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2}$ med 0,8 in 0,9 ima za posledico povečanje storilnosti plavža, toda grodelj ima zvišano vsebnost žvepla. Zato ga moramo razžveplati zunaj plavža.

G. Todorović, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu
Dr. J. Lamut, dipl. ing. metalurgije, docent na VTO montanistika

OPIS POSKUSOV

V grafitni lonček smo dali 200 gramov grodlja in 100 gramov žlindre. Zmes grodlja in žlindre je v razmerju 2:1, zato da je podobno razmeram v praksi. Poskuse¹ smo delali tako, da smo grafitni lonček z vzorcem dali v peč, ogreti na 1400 ali pa na 1500° C. Po raztalitvi smo na tej temperaturi v peči zadrževali vzorec 30 minut. Po tem času smo grodelj in žlindro vlili v kokilo. Poskuse smo delali z grodljem in žlindro, vzeto pri prebodu, in to med redno proizvodnjo. Kemična analiza naše plavžne žlindre je prikazana v tabeli 1.

Tabela 1: Kemična analiza prebodne plavžne žlindre (v %)

CaO	MgO	MnO	FeO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	N ₂ O	K ₂ O	S
42,90	3,20	2,35	0,80	33,65	12,85	0,45	1,5	1,20

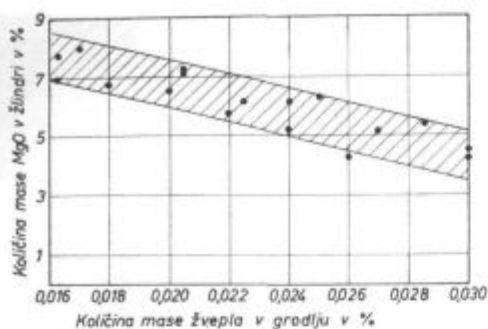
Žlindro smo ohladili počasi in je vsa kristalizirala, praktično ni bilo nič steklasto strjene. Ta žlindra se začne nataljevati pri 1320° C, popolnoma staljena pa je pri 1335° C.

V tabeli 2 so navedene vsebnosti žvepla v grodlju po poskusu v odvisnosti od vsebnosti MgO v žlindri pri temperaturi 1400° C.

Tabela 2: Vsebnost žvepla v grodlju v odvisnosti od MgO v žlindri (v %)

[S]	0,030	0,027	0,025	0,024	0,022	0,020	0,018	0,017	0,0165
(MgO)	4,2	5,1	6,2	6,1	5,8	6,6	6,8	8,0	7,0

Vsebnost MgO v naši osnovni prebodni žlindri smo povečali z dodatkom fino zmletga MgO. Poskuse smo delali v intervalu med 2 in 8 % MgO v žlindri. Grafični prikaz učinka MgO na vsebnost žvepla v grodlju je na sliki 1. S povečano vsebnostjo MgO v žlindri se poveča koeficient razdelitve žvepla, saj smo dobili pri 8 % MgO vsebnosti žvepla med 0,016 do 0,018 %. Pri nizki vsebnosti MgO v tej žlindri je tekoča žlindra na fazni meji med dikalcijevim silikatom, merwinitom in melilithom. Pri vsebnosti okrog 8 % MgO pa že pre-



Slika 1
Razžveplanje grodlja pri temperaturi 1400°C ob različnih dodatkih MgO v plavžno žlindro

Fig. 1
Desulphurisation of pig iron at 1400°C with various additions of MgO to the blast furnace slag.

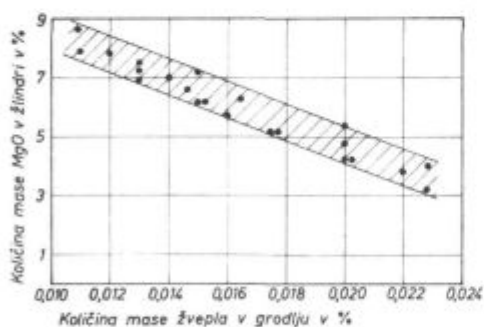
haja v področje dikalcijevega silikata, kar se pozna na njeni sposobnosti za razžveplanje.

V tabeli 3 so navedene vsebnosti žvepla v grodlju po poskusu v odvisnosti od vsebnosti MgO v žlindri pri temperaturi 1500°C.

Tabela 3: Vsebnost žvepla v grodlju v odvisnosti od MgO v žlindri (v %)

[S]	0,023	0,022	0,020	0,0175	0,016	0,015	0,014	0,013	0,012	0,011
(MgO)	4,0	3,9	4,8	5,2	5,7	6,0	7,0	7,2	7,8	8,0

Na sliki 2 je grafični prikaz učinka MgO na vsebnost žvepla v grodlju pri poskusih, opravljenih pri temperaturi 1500°C. Tu so dosežene še nižje vsebnosti žvepla v grodlju.

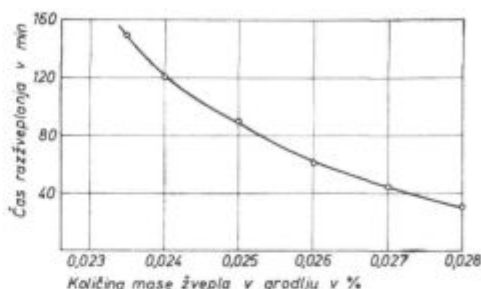


Slika 2
Razžveplanje grodlja pri temperaturi 1500°C ob različnih dodatkih MgO v plavžno žlindro

Fig. 2
Desulphurisation of pig iron at 1500°C with various additions of MgO to the blast furnace slag.

Poskusi razžveplanja grodlja pri temperaturah 1400 in 1500°C so izvršeni pri konstantnem času 30 minut, zato smo, da bi ugotovili vpliv časa na razdelitev žvepla, podaljšali reakcijski čas od 30 do 150 minut. Vsebnost MgO v žlindri je bila konstantna 6,3 %.

Rezultati preiskusov za temperaturo 1400°C so prikazani na sliki 3, ki kaže parabolično odvisnost vsebnosti žvepla v grodlju od časa trajanja poskusa. Žlindra pri konstantni bazičnosti v odvisnosti od reakcijskega časa še sprejema žveplo. Večje učinke dosežemo, če povišamo temperaturo. Poudariti je potrebno, da smo poskuse razžveplanja delali s plavžnimi žlindrami, ki so že vsebovale žveplo. Kisli hod plavža je navadno povezan z



Slika 3
Razžveplanje grodlja pri temperaturi 1400°C in različnem času

Fig. 3
Desulphurisation of pig iron at 1400°C and various times.

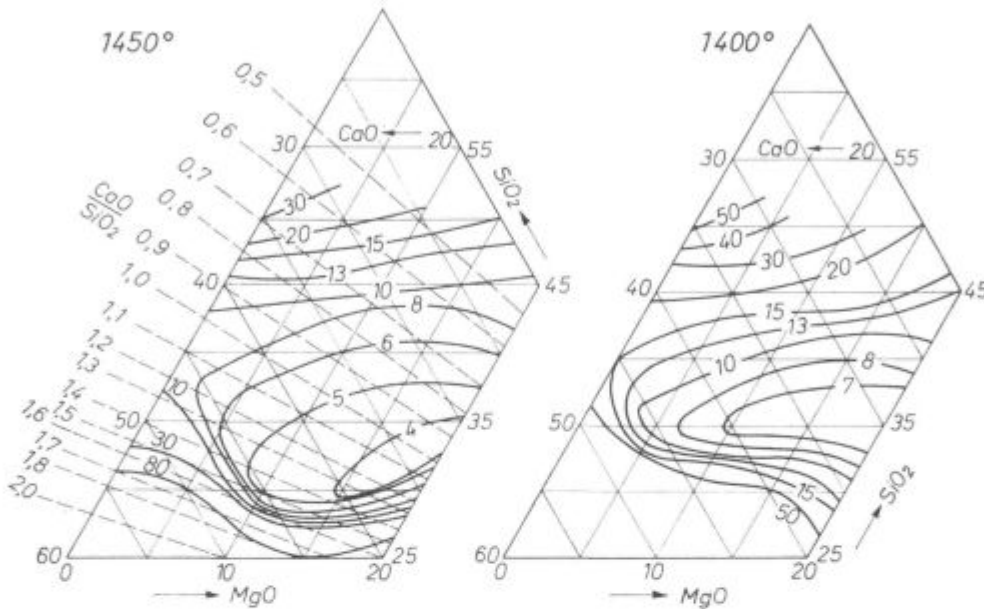
večjo storilnostjo. Zato smo delali tudi poskuse, kako se razdeli žveplo če so žlindre kisle. Bazično plavžno žlindro smo pretalili in dodajali kremen. Pretalili smo jo po postopku elektropretaljevanja pod žlindro. Dobili smo žlindro bazičnosti $\frac{CaO}{SiO_2} = 0,7$ s 1,7 % MgO. Zaradi načina pretaljevanja je bilo v njej še 9 % FeO. Taka sestava je značilna za primarne žlindre v plavžu, če reduciramo kisli vsip ali pa če je sestavljen iz kisljih rud ali sintrov. Poskuse smo delali tako, kot je opisano pri bazičnih žlindrah. Grodelj je vseboval 0,066 % S, žlindra pa 1,24 % S. V tem primeru, kot smo pričakovali, ni prišlo do razžveplanja grodlja, temveč do nažveplanja. Pri temperaturi 1400°C je okrog 0,1 % S, pri 1500°C pa okrog 0,2 % S v grodlju. Z večjo vsebnostjo MgO v žlindri celo malo narašča žveplo v grodlju. Mnenja mnogih avtorjev, ki so se ukvarjali z opisanimi problemi, so različna. Nekateri primerjajo vpliv MgO na razžveplanje kot delno nadomestitev CaO, faktor zamenjave se giblje med 0,01 do 0,7. Povečanje MgO v kisljih žlindrah na račun CaO ne poveča sposobnosti žlindre za razžveplanje.

Poskuse² smo delali z žlindrami, ki so že vsebovale žveplo, saj so bile narejene v plavžu. Iz tega lahko sklepamo, da bo žveplo, ki je v vsipu, prehajalo pri teh kisljih žlindrah v grodelj. To nažveplanje grodlja bo potekalo v temperaturnem intervalu med 1200 in 1400°C, ko se že pojavljajo kapljice grodlja z evtektsko sestavo pri nastajanju primarne žlindre. V nižjih delih plavža pride do direktne redukcije FeO in zmanjšanja njegove aktivnosti in zaradi tega do boljše razdelitve

žvepla med žlindro in grodljem. Žveplo je v glavnem pri kislih žlindrah vezano na mangan. V takih žlindrah ima sulfid sestavo (Mn, Fe, Ca) S. Del je lahko vezan na kalij ali natrij, ki tudi pri kislih žlindrah zmanjšujeta viskoznost. Če hočemo doseči večjo vsebnost žvepla v kisli žlindri, moramo skrbeti, da bo v vsipu, oziroma v žlindri dovolj MnO. Pri kislih procesih je nujno vključiti razžveplanje zunaj plavža.

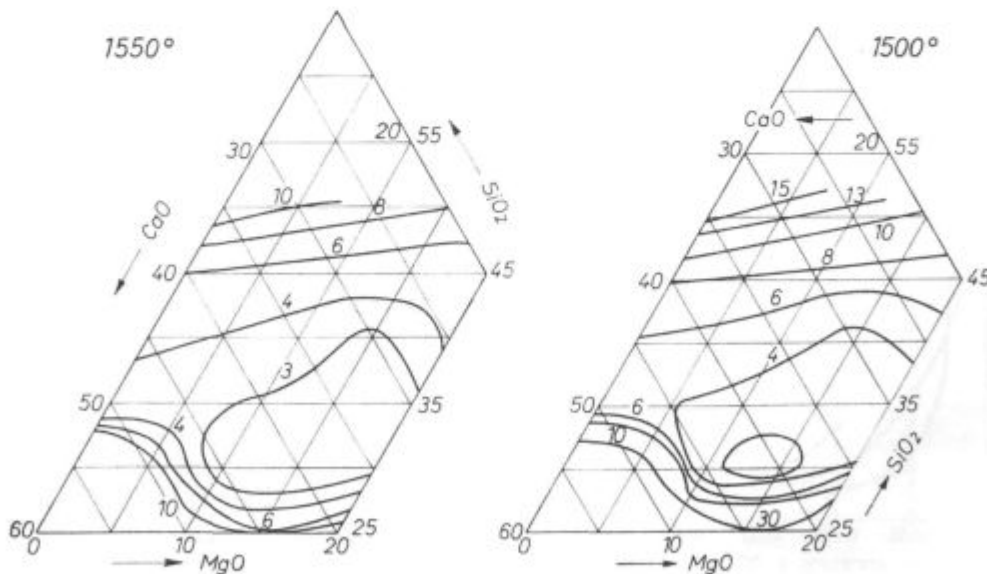
VISKOZNOST PAVZNIH ŽLINDER

Viskoznost žlinder je ena od osnovnih fizikalnih lastnosti, ki določa tehnološki potek vodenja metalurškega procesa. Zaradi tega so merili različni raziskovalci³⁻⁷ viskoznost dvo-, tro- ali večkomponentnih sistemov. V glavnem tiste, ki sestavljajo žlindro. Viskoznost žlinder^{9, 11, 12, 17} se s temperaturo močno spreminja in je odvisna



Slika 4
Viskoznost žlinder sistema CaO-MgO-SiO₂ pri 10% Al₂O₃ za temperaturi 1400 in 1450° C
Fig. 4

Slag viscosity in the CaO-MgO-SiO₂ system with 10% Al₂O₃ at 1400 and 1450° C.



Slika 5
Viskoznost žlinder sistema CaO-MgO-SiO₂ pri 10% Al₂O₃ za temperaturi 1500 in 1550° C
Fig. 5

Slag viscosity in the CaO-MgO-SiO₂ system with 10% Al₂O₃ at 1500 and 1550° C.

od sestave žlindre. V diagramu na sliki 4 in 5 so navedene krivulje izoviskoznosti v sistemu CaO-SiO₂-MgO v preseku pri 10 % Al₂O₃ v temperaturnem območju med 1400 do 1550° C. S povišano temperaturo se znižuje viskoznost žlinder, oziroma se v štirikomponentnem sistemu razširja področje, kjer so žlindre dobro tekoče. Nizke viskoznosti žlinder so v primarnih področjih izločanja melilitha, merwinita in deloma monticellita. Pri temperaturi 1450° C je bazičnost take žlindre, to je CaO/SiO₂, okrog 1 pri 15 % MgO. Pri temperaturi 1550° C se to področje razširi na bazičnost med 0,8 do 1,4 pri vsebnosti okrog 10 % MgO. Za merjenje viskoznosti žlinder obstaja več metod. Najbolj razširjena sta rotacijski in vibracijski viskozimeter.

Naše meritve smo delali na modificiranem rotacijskem viskozimetru^{8,10}. Rotor, narejen iz grafita in potopljen v žlindro, vrti padajoča utež. Merimo hitrost padanja uteži. Viskoznost izračunamo po formuli:

$$\eta = K \frac{G}{v}$$

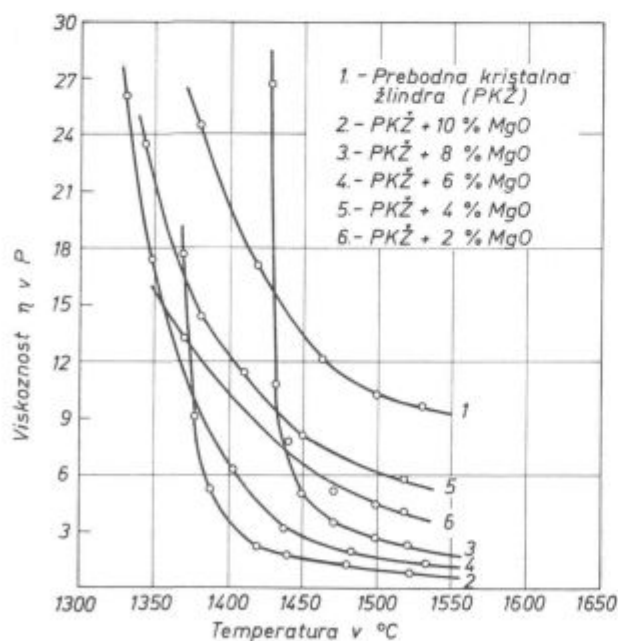
η — viskoznost žlindre (poise)

K — konstanta viskozimetra

G — masa uteži (g)

v — hitrost padanja uteži (m/s)

Konstanto dobimo z umerjanjem v tekočinah znane viskoznosti. Rezultati merjenja viskoznosti bazičnih in kisljih žlinder so prikazani na slikah 6 in 7.

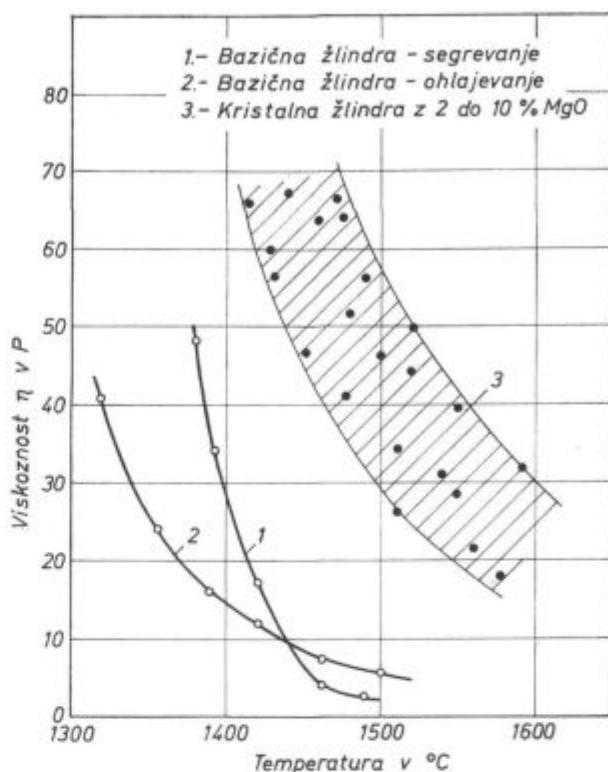


Slika 6

Viskoznost bazične plavžne žlindre obogatene z MgO

Fig. 6

Viscosity of basic blast furnace slag enriched with MgO.



Slika 7

Viskoznost kisle plavžne žlindre obogatene z MgO

Fig. 7

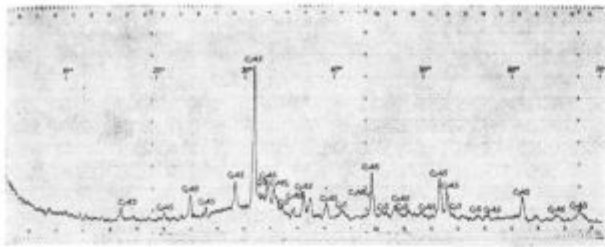
Viscosity of acid blast furnace slag enriched with MgO.

Na sliki 6 je prikazana odvisnost viskoznosti od temperature za žlindre bazičnosti $\frac{CaO}{SiO_2} = 1,27$.

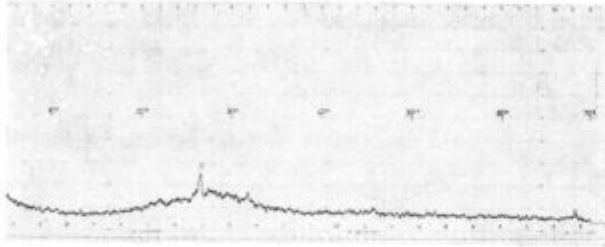
Iz diagrama je razvidno, da se viskoznost zmanjšuje z dodatkom MgO do 10 %, kot je že vidno na slikah 4 in 5. Zamenjava CaO z MgO do 10 % v kisljem območju na sliki 7 prikazuje, da se viskoznost zmanjšuje s povečanjem temperature. Vpliv zamenjave ni jasno izražen, čeprav rezultati razžveplanja grodlja s temi žlindrami dajo slabše rezultate. Jasno so ločena področja viskoznosti bazične plavžne žlindre in kisle obogatene z MgO.

MINERALNA SESTAVA

Plavžnim žlindram, bazičnim in kisljim, je bil dodajan MgO do vsebnosti 10 %. Po končanem razžveplanju smo žlindre pustili počasi ohlajati. V vseh teh žlindrah do 8 % MgO nismo našli prostega MgO. Glavna minerala, ki sestavljata te žlindre, sta melilith in merwinit. V teh dveh mineralih se nahaja ves MgO, ki ga imamo v žlindri. Merwinit vsebuje CaO, MgO in SiO₂, in sicer CaO — 51,22 %, MgO — 12,19 %, SiO₂ — 36,59 %. Akermanit ima CaO — 41,14 %, MgO — 14,79 % in SiO₂ — 44,05 %, gehlenit ima CaO — 40,91 %, Al₂O₃ — 37,18 % in SiO₂ — 21,91 %. Ker merwinit



Slika 8
Difraktogram bazilčne plavžne žilindre
Fig. 8
Diffraction pattern of basic blast furnace slag.



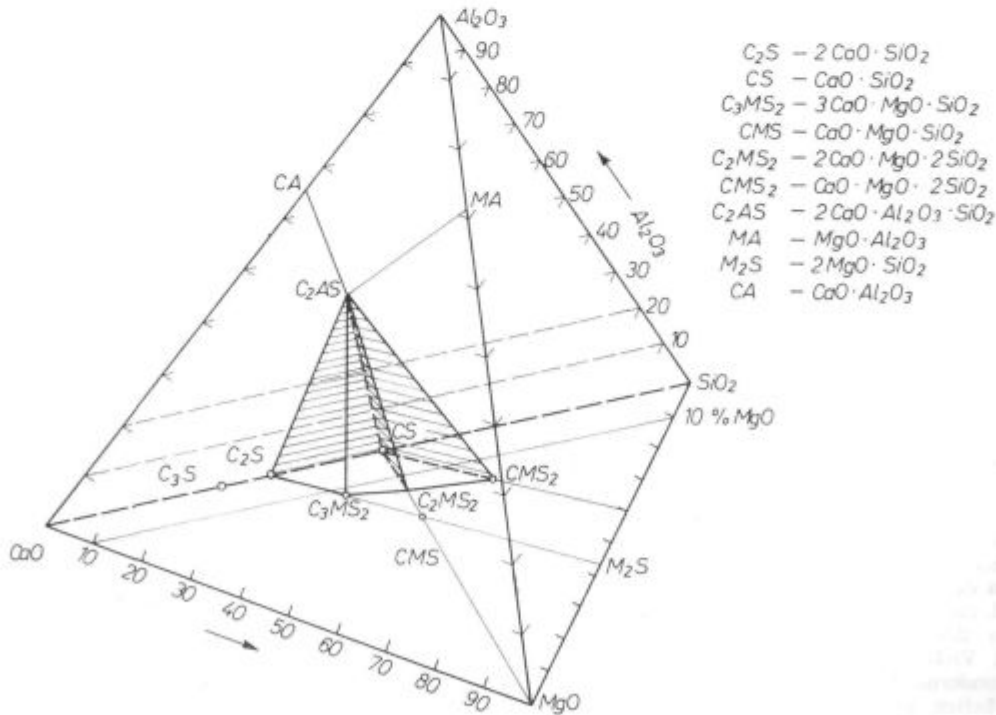
Slika 9
Difraktogram kisle plavžne žilindre
Fig. 9
Diffraction pattern of acid blast furnace slag.

ne vsebuje Al_2O_3 , lahko predpostavljamo, da je ves Al_2O_3 vezan na gehlenit. Pri računu, da je 13,8 % Al_2O_3 , je potem gehlenita v počasi ohlajeni

žilindri okrog tretjine, ostalo je merwinit, nekaj dikalcijevega silikata, sulfidi in malo steklasto strjene žilindre. Na difraktogramu sl. 8, ki je narejen za počasi ohlajeno bazično žilindro, so prisotni dikalcijev silikat $2CaO \cdot SiO_2$, melilith, oziroma gehlenit, merwinit, sulfidi in steklasto strjena žilindra, ki je bogata z alkalijami.

Kisle žilindre se strjujejo steklasto, kar je vidno iz difraktograma na sl. 9 za kisljo žilindro. Ne dobijo se odkloni za posamezne faze, temveč značilen diagram za amorfne snovi. V tem diagramu so samo odkloni za sulfid mangana. Ta preiskovalna žilindra je vsebovala okrog 4 % MnO in približno 11 % MgO pri razmerju $\frac{CaO}{SiO_2} = 0,88$.

Sestavo preiskovanih žilinder lahko prikažemo v tetraedru¹⁴ štirikomponentnega sistema $CaO-MgO-SiO_2-Al_2O_3$. Sestava se nahaja v prostoru med $2CaO \cdot SiO_2-(C_2S)-2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2 (C_2AS)-2CaO \cdot MgO \cdot 2SiO_2(C_2MS_2)$ in $3CaO \cdot MgO \cdot 2SiO_2 (C_3MS_2)$. Iz diagrama, ki sicer shematično prikazuje sestavo žilinder, vidimo, da pri žilindrah, ki vsebujejo do 10 % MgO, ni pričakovati monticellita $CaO \cdot MgO \cdot SiO_2$ niti prostega MgO in so zaradi tega uporabne v cementni industriji. V preiskovanih žilindrah je pri počasnem ohlajevanju pričakovati minerale, ki so navedeni na sliki 10. Sestava žilinder je v debelo izvlečenem prostoru štirikomponentnega sistema $CaO-MgO-SiO_2-Al_2O_3$.



Slika 10
Tetraeder štirikomponentnega sistema $CaO-MgO-SiO_2-Al_2O_3$
Fig. 10
Tetrahedron of the quaternary $CaO-MgO-SiO_2-Al_2O_3$ system.

Ti se lahko izločajo med procesom proizvodnje grodlja in učinkujejo na fizikalne in kemične lastnosti žlinder. Če tako žlindro dodajamo klinkerju, ki že vsebuje blizu 5 % MgO, potem je vsebnost MgO v cementu prekoračena, toda s tem ne dobimo periklasa. Pri segrevanju žlinder take sestave, ki je navedena, pa lahko pride do spremembe mineralne sestave v smislu nastanka faz, ki so navedene na tetraedru.

SKLEPI

Plavžne žlindre z okrog 3 % MgO in 1 % žvepla bazičnosti $\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2} = 1,27$ imajo še sposobnost razžveplanja grodlja, če jim dodajamo MgO. Pri 8 % MgO v žlindri je bilo po 30-minutni reakciji v grodlju še 0,017 % žvepla, pri temperaturi 1400° C in 0,011 % žvepla pri temperaturi 1500° C. Pri kislih žlindrah bazičnosti $\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2} = 0,7$, ki vsebujejo 1,24 % žvepla, pa pride do nažveplanja grodlja v odvisnosti od temperature na 0,1 do 0,2 % žvepla. Viskoznost bazičnih žlinder, ki so obogatene z MgO do 10 % je v območju med 2 in 27 poise. Preiskovane bazične plavžne žlindre, počasi ohlajene, so sestavljene iz mineralov melilitha, merwinita, dikalcijevega silikata in nekaj steklasto strjene žlindre. V njih ni periklasa.

ZUSAMMENFASSUNG

Bei der Führung des technologischen Verfahrens der Roheisenerzeugung hat die Schlacke einen bedeutenden Einfluss, wegen der gegenseitigen Reaktionen, in der Schicht, zwischen der Schlacke, und dem Roheisen. Von der chemischen Zusammensetzung und der physikalischen Eigenschaften der Schlacke sind auch die technologischen Vorgänge bei der Roheisengewinnung abhängig. Dementsprechend ist den MgO haltigen Schlacken (10 % MgO), wegen deren Viskosität und der Entschwefelungseigenschaften besonderen Nachdruck zu legen. Jugoslawische Hochofen arbeiten mit Schlacken die weit unter dem normalen MgO Gehalt liegen. Deshalb war es nötig, die Entschwefelungsfähigkeit, die Viskosität und die mineralogische Zusammensetzung der Hochofenschlacken mit 10 % MgO zu untersuchen. Die Entschwefelungsergebnisse waren positiv, wenn diese im Temperaturbereich von 1400

Literatura

1. G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, A. Rosina, M. Simnić: Ugotavljanje viskoznosti plavžnih žlinder pri različnih dodatkih MgO, Poročilo MI, 1977.
2. G. Todorović, B. Dobovišek, J. Lamut, M. Simnić: Preiskava viskoznosti kislih žlinder, Poročilo MI, 1978.
3. I. I. Gultjaj, N. L. Žilo, G. A. Sokolov, L. M. Ciler: Vpliv magnezija na fizične lastnosti plavžnih žlinder, Metalurgija i toplivo, 1959, No. 3, str. 20—24.
4. Erich E. Hofmann: Viskositätsverhalten von syntetischen Schlacken in Abhängigkeit von der Zusammensetzung und Temperatur, Stahl und Eisen, No. 12, 1959, str. 846—854.
5. G. I. Žmojdin, I. Kulikov: Fizične lastnosti plavžnih žlinder in vpliv na njih MgO, S, Mn in Fe, Metalurgija i toplivo, 1960, No. 5, str. 25—32.
6. I. I. Gultjaj: Viskoznost žlinder sistema CaO-MgO-SiO₂ pri 5 % Al₂O₃, Metalurgija i toplivo, 1960, No. 5, str. 219 do 220.
7. I. I. Gultjaj: Vpliv Al₂O₃ na viskoznost žlinder sistema CaO-MgO-SiO₂, Metalurgija i toplivo, 1962, No. 5, str. 52 do 65.
8. B. Dobovišek, N. Smajić: Viskozimetrija metalurških žlinder, Poročilo MI, 1963.
9. L. L. Levin, V. G. Mančinskij, S. I. Petrov: O viskoznosti žlinder karagandiskog metalurškog kombinata, Stal, No. 12, 1976.
10. A. Rosina: Studij strukture staljenih metalurških žlinder III. del, Poročilo MI, 1975.
11. V. N. Potanin, S. V. Savrin, M. I. Pantilov: Viskoznost magnezialnih alumosilikatnih plavžnih žlinder, Metali, No. 6, 1976, str. 67—70.
12. V. P. Gorbačev, M. S. Bikov, N. I. Valov, P. V. Peršikov, S. V. Koršikov: Anomalija viskoznosti magnezialno-aluminatnih žlinder, Izvestija, No. 4, 1977, str. 31—34.
13. S. A. Gavrilkov, J. M. Potebnja, R. G. Rihter, V. V. Voropajev, S. I. Kudievskaja: Nekateri termofizične lastnosti plavžnih žlinder, Izvestija, No. 10, 1977, str. 15—17.
14. J. Lamut: Die Phasen Aufbau von Eisenhüttenschlacken Dissertation Montanistische Hochschule Leoben 1974.

bis 1500° C, und bei der Basizität $\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2} = 1,0 - 1,2$, durch-

geführt worden ist. Der Zweck der Untersuchungen war auch die Aktivität von MgO, in den Schlacken, als teilweisen Ersatz für CaO festzustellen. Die Ersetzung von CaO mit MgO bis 10 % gibt die besten Ergebnisse bei der üblichen Hochofenschlackenbasizität. Im saueren Bereich ist CaO ein besseres Entschwefelungsmittel als MgO. Die Viskosität dieser Schlacken wurde mit einem Rotationsviskosimeter gemessen. Die Ergebnisse dieser Messungen zeigten, dass die Viskosität mit dem steigenden MgO Gehalt in der Schlacke bis zu 10 %, und bei der steigenden Temperatur, kleiner wird. Die Ersetzung von CaO in der Schlacke durch MgO bis 10 % vermindert die Viskosität im basischen, und vergrößert sie, im sauerem Bereich. Das Gefüge der Schlacken ist hauptsächlich aus Melilith und Merwint zusammengesetzt, ohne freien MgO Gehalt.

SUMMARY

In the technological process of ironmaking the slag has important influence due to the interactions in the slag/pig iron interface. The technological process depends also on the chemical composition and the physical properties of slag. Thus the emphasis is given to the slags containing about 10 % MgO because of their viscosity and ability for desulphurisation. Yugoslav blast furnaces operate with the slags having MgO contents far below the normal values thus the ability for desulphurisation, viscosity, and mineral composition of slags with up to 10 % MgO were investigated. Desulphurisation of pig iron produced between 1400 and 1500° C gave positive results especially if the slag basicity $\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2}$ was 1.0 to 1.2.

The intention of the investigation was also to determine the MgO activity as a partial substitute for CaO. The substitution of CaO with MgO up to 10 % gives the best results with slag basicities which are usual in the blast furnace operation. In the highly acid region, CaO is better desulphuriser than MgO. Slag viscosities were measured with a rotary viscosimeter. The results show that the slag viscosity is reduced if the MgO content in slag is increased up to 10 %, and with the increased temperature too. Substitution of CaO with MgO in slag up to 10 % reduces the viscosity in the basic region while it is increased in the acid region. Slag structure mainly contains melilite and merwinite without free MgO.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При управлении технологического процесса производства чугуна значительное влияние, вследствие взаимных реакций в промежуточном слое имеет отношение шлак-чугун. От химического состава шлака и от его физических свойств зависит также технологический процесс производства. Поэтому надо подчеркнуть значение шлака с содержанием прибл. 10 % MgO из-за его вязкости и способности к обессериванию. Югославские доменные печи работают с шлаками, которые содержат гораздо меньше MgO, далеко под нормальным значением.

Поэтому было необходимо исследовать способность на обессеривание, вязкость и минералогический состав доменных шлаков, которые содержат до 10 % MgO.

Обессеривание чугуна выполнялось в температурном интервале между 1400—1500° и дало положительные результаты, в осо-

бенности в области основания $\frac{\text{CaO}}{\text{SiO}_2} = 1,0 - 1,2$.

Следующая цель исследования была также определить активность в шлаках как частичного заменителя за CaO. Обмен CaO с MgO до 10 % дает самые лучшие результаты при работе доменных печей с основными шлаками. В очень кислой среде является CaO лучшим десульфуризатором чем MgO. Вязкость этих шлаков измеряли с ротационным вискозиметром. Результаты измерений показали, что с увеличением содержания MgO до 10 % и с повышением температуры вязкость уменьшается. Замена CaO с MgO в шлаках с содержанием до 10 % уменьшает вязкость в основной и увеличивает в области кислой среды. Структура шлаков составлена главным образом из меллита и мервинита, который не содержит свободный MgO.

Vpliv toplotne obdelave na raztapljanje in izločanje karbidov v ledeburitnih orodnih jeklih

UDK: 669.119.3:620.181:669.14.018.25/252.3

ASM/SLA: N8r, TS.2-64

T. Lavrič, F. Grešovnik, F. Vodopivec, V. Osterc



Sistematični študij določanja karbidov v ledeburitnih orodnih jeklih v odvisnosti od sestave in toplotne obdelave jekla. Izločanje in raztapljanje karbidov, spreminjanje sestave karbidne faze in osnovne mase jekla v odvisnosti od temperature kaljenja in popuščenja. Opis metodike raziskav. Preiskava desetih vrst ledeburitnih jekel in enega brzoreznega jekla v mehko žarjenem stanju, kaljenem stanju s temperature 900, 980, 1040, 1120 in 1200° C ter popuščenem stanju pri temperaturah 200 in 550° C.

UVOD

Pri segrevanju, ohlajanju, kaljenju in popuščenju ledeburitnih jekel potekajo številne strukturne spremembe v trdnem stanju, ki vplivajo na utrditev jekla in izboljšavo njegove obrabne sposobnosti. Pri toplotni obdelavi doživlja karbidna faza občutne kemične in fizikalne spremembe, spreminja se velikost, razporeditev, kemična in strukturna sestava ter množina izločenih faz,

kakor tudi množina v avstenitu raztopljenih faz. V okviru raziskav smo opazovali spremembe, ki se dogajajo s karbidno fazo in osnovno maso nekaterih ledeburitnih jekel in enega brzoreznega jekla pri kaljenju in popuščenju.

PREISKOVANI MATERIALI IN NAČIN RAZISKOVANJA

Raziskali smo devet vrst jekel ledeburitnega tipa in eno brzorezno jeklo v različnih stanjih toplotne obdelave. Sestava preiskovanih jekel je razvidna iz tabele 1, režim toplotne obdelave, ki je bil za vse vrste jekel enak, pa iz tabele 2, v kateri pomenijo znaki □, ●, ○, △ oznake za posamezna stanja v nadaljnjih diagramih. Jekla smo izbrali tako, da je možno ugotavljati pri približno enaki osnovni sestavi vpliv ogljika, kroma, volframa, molibdena in vanadija na količino in sestavo karbidne faze in sestavo osnovne mase. Jekla z oznako J, L, M, N so eksperimentalna jekla, izdelana v klasični indukcijski peči ACEC. Teža

Tabela 1: Kemijska sestava preiskovanih vzorcev

Oznaka vzorca	Vrsta jekla	% C	% Cr	% W	% Mo	% V
J	2 C - 12 Cr	2,0	12,3	—	0,05	0,06
L	1,5 C - 12 Cr - 1 V	1,59	12,3	—	0,01	1,05
M	1,5 C - 12 Cr - 1 Mo	1,57	12,0	—	0,99	0,06
N	1,5 C - 12 Cr - 1 V - 1 Mo	1,58	12,0	—	0,94	1,15
R	OCR 12	2,03	11,3	0,10	0,06	0,13
S	OCR 12 sp	2,08	11,8	0,85	0,10	0,12
T	OCR 12 ex	1,59	11,8	1,11	0,66	0,16
P	OCR 12 M	1,52	11,4	0,10	0,82	0,92
V	CRV	0,91	10,6	0,10	1,05	0,25
Z	BRM 2	0,82	4,25	6,34	5,07	1,92

T. Lavrič, dipl. ing. kemije, samostojna raziskovalka na Metalurškem inštitutu

Dr. F. Grešovnik, dipl. ing. fizike, znanstveni sodelavec v Zelezarni Ravne

Dr. F. Vodopivec, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Prof. dr. V. Osterc, Inštitut za geologijo, Ljubljana

Tabela 2: Toplotna obdelava vzorcev

Oznaka vzorca	Temperatura kaljenja (°C)	Kaljeno stanje (●)	Popuščeno stanje, 1 uro na	
			200° C (o)	550° C (Δ)
0	mehko žarjeno stanje (□)			
1	900	+		
2	900	+	+	
3	900	+		+
4	980	+		
5	980	+	+	
6	980	+		+
7	1040	+		
8	1040	+	+	
9	1040	+		+
10	1120	+		
11	1120	+	+	
12	1120	+		+
13	1200	+		
14	1200	+	+	
15	1200	+		+

vložka je bila 30 kg, ostala jekla pa so jekla redne proizvodnje. Za vsako vrsto jekla smo preiskali po šestnajst vzorcev; celo skupino vzorcev ene vrste označujemo v sestavku pogosto kot serija, npr. J serija itd.

Kvantitativno količino karbidne faze, kemično sestavo celotne karbidne faze in strukturno sestavo posameznih karbidov smo ugotavljali preko karbidnih izolatov, ki smo jih ločili iz jekla z elektrokemično izolacijo. Značilno za elektrokemični postopek izolacije karbidne faze je, da zajame relativno veliko območje velikosti delcev¹, v kolikor ne pride v elektrolitu do kemične razgradnje posameznih manj stabilnih faz. Osnovno maso smo raztapljali potenciostatsko, v elektrolitu KCl + Na citrat². Povprečna gostota toka je bila 20 mA cm⁻², čas trajanja elektrolize štiri ure. Površina izoliranih jekel je bila po končanem raztapljanju gladka. Ločitev izolata od elektrolita nam ni povzročala težav, karbidi in prosti ogljik se niso razprševali v elektrolitu, kot to opisuje Berns³. Vse izolate smo analizirali na ogljik, krom, železo, volfram, molibden in vanadij. Analizna vsota kemične sestave karbidnih izolatov je bila za mehko žarjena jekla v mejah od 94 do 101 %, za kaljena in kaljena ter popuščena jekla pa v razponu od 90 do 99 %. S kemično sestavo smo dobili sestavo celotne karbidne faze in ne sestave posameznega specialnega karbida. Iz podatka o odstotku mase elementa v karbidnem izolatu, za besedo izolat uporabljamo v tekstu enakovreden izraz tudi karbidna faza, smo računsko ugotavljali količino elementa v karbidni masi, kar naj bi predstavljalo količino posameznega elementa, vezanega v karbidnih izločkih, izraženo kot absolutno količino mase elementa v jeklu v %.

Izračunamo jo po formuli:

$$\frac{\text{Količina mase izolata v \%} \times \text{količina mase elementa v izolatu v \%}}{100 \%}$$

Nadalje smo za vsakokratno sestavo karbidnega izolata izračunali sestavo osnovne mase jekla in to tako, da smo legirni element, vezan v karbidni masi, izračunan po sprednji formuli, odšteli od % mase elementa v jeklu (% E). Pri nadaljnjem izračunu smo zmanjšali osnovno maso za količino mase karbidov in izračunali sestavo osnovne mase jekla po formuli:

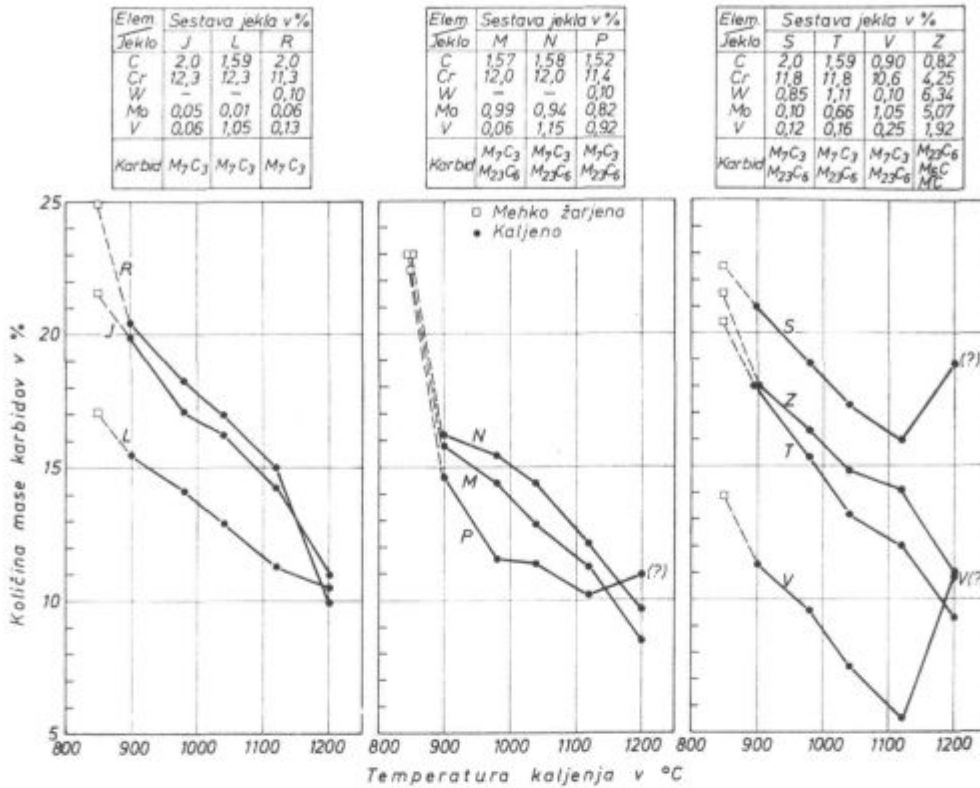
$$\left(\% E - \frac{\text{količina mase izolata v \%} \times \text{količina mase elementa v izolatu v \%}}{100 \%} \right) \cdot \frac{100 \%}{100 \% - \text{količina mase izolata v \%}}$$

Vse karbidne izolate smo preiskali s semikvantitativno strukturno analizo na aparatu firme Siemens in deloma na aparatu firme Philips, vsakokrat z bakrovo anodo. Oba aparata sta bila opremljena z grafitnim monohromatorjem.

Posamezne kompaktne vzorce jekel smo preiskali z elektronskim mikroanalizatorjem firme JEOL in ugotavljali sestavo karbidov, delcev velikosti nad 5 μm.

REZULTATI RAZISKAV IN RAZLAGA

Na osnovi eksperimentalnih podatkov, ki smo jih dobili za vsa preiskana jekla, prikazujemo na sliki 1 količino mase karbidov v obliki izločkov za



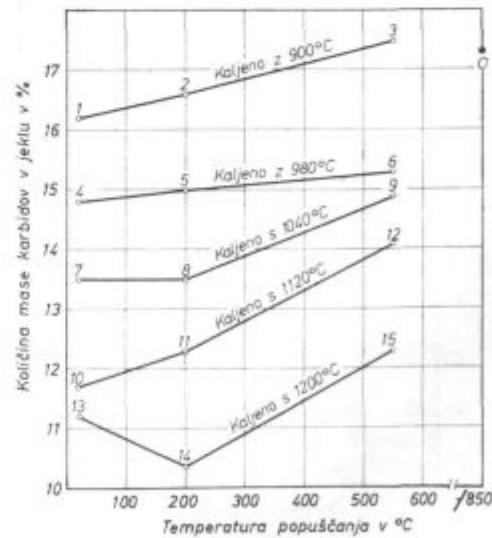
Slika 1
Vpliv temperature kaljenja na količino izločene mase karbidov za različne vrste jekla

Fig. 1
Influence of the hardening temperature on the amount of precipitated mass of carbides for various steel.

vsa kaljena stanja in za mehko žarjena stanja. Vsakokratna razlika med količino mase izločkov v mehko žarjenem stanju in kaljenem stanju predstavlja za posamezno vrsto jekla odstotek karbidov, raztopljen v osnovni masi pri izbrani temperaturi kaljenja. Primerjava količine mase karbidov v mehko žarjenem stanju, ki ga privzamemo kot ravnotežno stanje, kaže, da vpliva na količino mase karbidov v jeklu prvenstveno odstotek ogljika v jeklu. Jeklo z večjim odstotkom ogljika in podobno ostalo sestavo ima znatno večjo količino mase karbidov, primerjava mehko žarjenih vzorcev J in R z vzorci L, M, N in P. Iz slike je tudi razvidno, da prispevajo krom, železo in vanadij približno enako k celotni količini mase karbidne faze; molibden nekoliko poveča količino mase karbidne faze, medtem ko ima volfram izrazit vpliv na povečanje količine mase karbidne faze; primerjava mehkožarjenih stanj jekel L, M, N in P s T. Vzorec V ima znatno manjši odstotek karbidov predvsem zaradi manjšega odstotka ogljika v jeklu, medtem ko se jeklo Z ne da primerjati na ta način z ostalimi jekli zaradi povsem drugačne sestave jekla.

Na sliki 2 prikazujemo vpliv temperature kaljenja in popuščanja na absolutno količino mase karbidne faze v jeklu. Iz slike je razviden potek krivulj za jeklo L. Za vsa ostala jekla je potek krivulj podoben, le da se celotno področje krivulj

za jekla z večjo količino mase karbidov razteza proti večjim odstotkom. Pri vseh jeklih pada z naraščajočo temperaturo kaljenja absolutna količina mase izločene karbidne faze v jeklu. Z naraščajočo



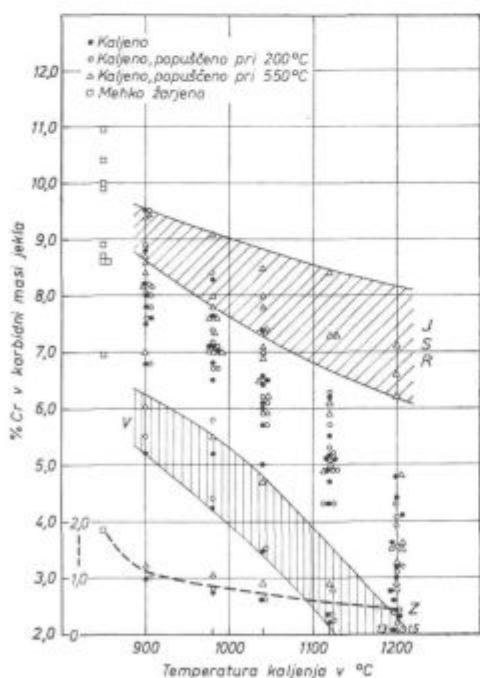
Slika 2
Vpliv temperature kaljenja in popuščanja na količino mase karbidov v jeklu

Fig. 2
Influence of the hardening and tempering temperature on the amount of carbides in steel.

temperaturo popuščanja (200 in 550°C) količina mase karbidne faze zopet narašča, če opazujemo jekla, kaljena z iste temperature. Pri posameznih vrstah jekla se je dogajalo, da so eksperimentalno dobljene vrednosti za odstotek karbidne faze, predvsem pri kaljenju- s 1200°C, nekoliko previsoke zaradi onesnaženja izolata z α in γ -fazo, kar smo ugotovili z rentgensko analizo izolatov. Ti vzorci so na sliki 1 označeni z znakom (?), v tabeli 3 pa to posebej navajamo. Onesnaženje izolatov jekel za α in γ -fazo, kaljenih s 1120°C, je zanemarljivo.

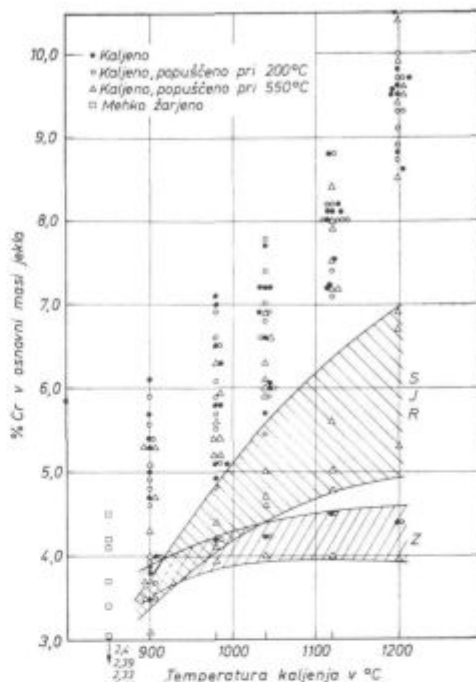
Nadaljnji poskusi in izračuni kažejo, slika 3, kako se z naraščajočo temperaturo kaljenja zmanjšuje odstotek kroma v izločeni karbidni masi jekla. Istočasni potek raztapljanja kroma v osnovni masi prikazuje slika 4, ki kaže, da se osnovna masa z naraščajočo temperaturo kaljenja intenzivno bogati s kromom.

Sliki 3 in 4 kažeta tudi, kako narašča z naraščajočo temperaturo popuščanja odstotek kroma v karbidni masi, istočasno pa pada v osnovni masi. Točke Δ , ki ustrezajo pri 550°C popuščenim stanjem jekla, so na sliki 3 vedno na najvišjem nivoju, na sliki 4 pa na najnižjem nivoju za vsako vrsto jekla. Zaradi velikega števila podatkov smo v množici znakov lahko posebej označili le nekatere vrste jekla. Iz obeh slik pa je razvidno, da se pri popuščanju tvorijo popustni karbidi, ki vsebujejo krom.



Slika 3
Vpliv temperature kaljenja in popuščanja na odstotek kroma v karbidni masi jekla za različne vrste jekla

Fig. 3
Influence of the hardening and tempering temperature on the chromium percentage in carbide mass for various steel.



Slika 4
Vpliv temperature kaljenja in popuščanja na odstotek kroma v osnovni masi jekla za različne vrste jekla

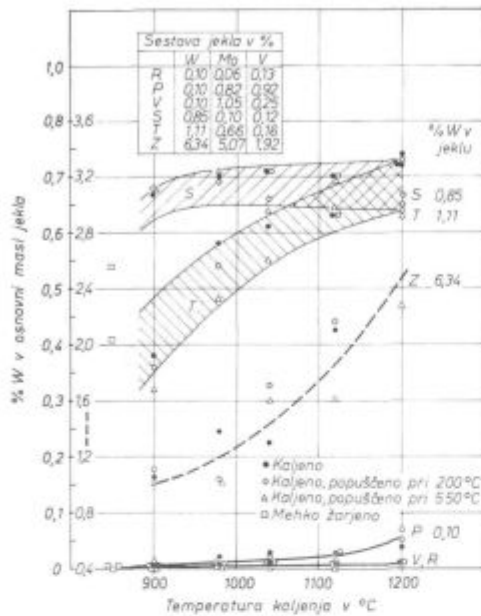
Fig. 4
Influence of the hardening and tempering temperature on the chromium percentage in the matrix for various steel.

Podobno kot krom se pri kaljenju in popuščanju jekel obnaša tudi železo. Zanj veljajo podobni poteki krivulj. Naraščanje vsebnosti železa pri popuščanju na 550°C je najintenzivnejše pri vzorcih, kaljenih z 900, 980 in 1040°C, kar potrjuje tvorbo velike količine popustnih karbidov, bogatih z železom. Izreden prirastek železa smo opazili pri vzorcih R in S serije.

Slike 5 do 7 prikazujejo raztapljanje volframa, molibdena in vanadija v osnovni masi jekla, odvisno od temperature kaljenja in popuščanja, za tiste kvalitete, ki vsebujejo te tri elemente. Količina vseh treh, tako v osnovni masi kot v karbidni fazi, je odvisna prvenstveno od količine posameznega elementa v jeklu. Večja je celotna količina elementa v jeklu, več ga je v karbidni fazi in osnovni masi ter obratno. Odstopanje je opazno le pri volframu med S in T vzorci, iz česar se da sklepati, da se volfram vsebujoči karbidi S serije lažje in hitreje raztapljajo kot volfram vsebujoči karbidi T serije. Kljub približno enaki vsebnosti volframa v obeh vrstah jekla vsebuje karbidna faza jekel T skupine zaradi molibdena in nižje vsebnosti ogljika v jeklu mnogo več karbidov tipa $M_{23}C_6$, tabela 3, ki se težje raztapljajo v avstenitu zaradi vgrajenega molibdena.

Z naraščajočo temperaturo kaljenja se raztapljajo v osnovni masi karbidi, ki vsebujejo volfram in vanadij, sliki 5 in 7, medtem ko so karbidi, ki vsebujejo molibden pretežno bolj stabilni in se ne

raztapljajo v osnovni masi tudi pri kaljenju s 1200°C. Količina molibdena je glede na količino molibdena v jeklu skoraj za vse kvalitete v vseh

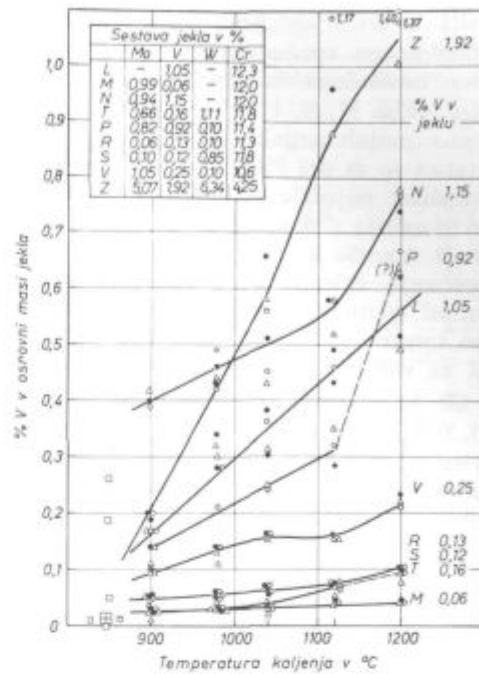


Slika 5

Vpliv temperature kaljenja in popuščanja na odstotek volframa v osnovni masi jekla za različne vrste jekla

Fig. 5

Influence of the hardening and tempering temperature on the tungsten percentage in the matrix for various steel.

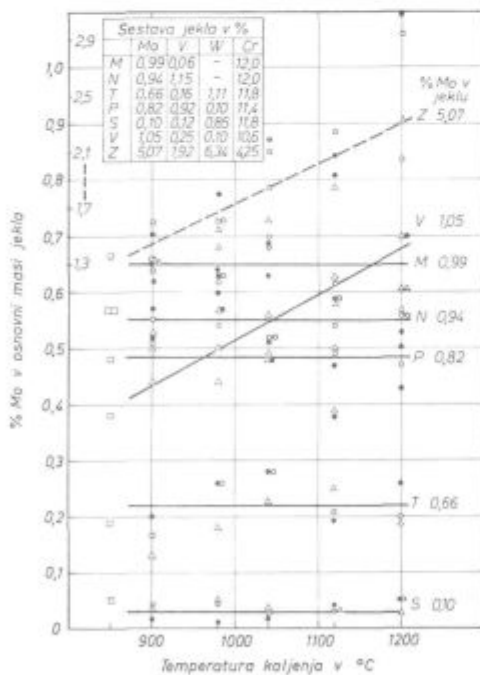


Slika 7

Vpliv temperature kaljenja in popuščanja na odstotek vanadija v osnovni masi jekla za različne vrste jekla

Fig. 7

Influence of the hardening and tempering temperature on the vanadium percentage in the matrix for various steel.



Slika 6

Vpliv temperature kaljenja in popuščanja na odstotek molibdena v osnovni masi jekla za različne vrste jekla

Fig. 6

Influence of the hardening and tempering temperature on the molybdenum percentage in the matrix for various steel.

toplotno obdelanih stanjih približno konstantna, tako v osnovni masi kot v karbidni masi jekla, nekje v mejah analize napake, da se narašča absolutna vrednost molibdena v karbidni fazi na račun raztapljanja drugih karbidov v osnovni masi. Izjema so jekla V-serije, pri katerih je opazno raztapljanje molibden vsebujočih karbidov v osnovni masi z naraščajočo temperaturo kaljenja in ponovno izločanje pri popuščanju, enako velja tudi za brzorezno jeklo — Z-serija. Za brzorezno jeklo je značilno, da se s kaljenjem tudi molibden vsebujoči karbidi intenzivno raztapljajo v osnovni masi. Popuščanje pa povzroči pri tej vrsti jekla zmanjšanje količine molibdena v osnovni masi, iz česar sklepamo na občutno ponovno izločanje karbidov, ki vsebujejo poleg drugih elementov tudi molibden. Izvajanja so v skladu z rezultati tabele 3, ki obravnava rezultate rentgenskih raziskav, iz katerih sledi, da so karbidi tipa $M_{23}C_6$, ki vsebujejo poleg volframa in ostalih elementov tudi znatne količine molibdena, stabilnejši. Prav tako so stabilni tudi karbidi tipa $M_{23}C_6$, ki vsebujejo samo molibden, primer karbidi serije M, N in P. Tudi Bäümel navaja⁴, da se poveča stabilnost karbida $M_{23}C_6$ z obogatitvijo z molibdenom. Odstopanja ponašanja molibden vsebujočih karbidov Z serije, ki se znatno raztapljajo pri kaljenju, si razlagamo s povsem drugačno strukturno sestavo karbidne faze, ki jo pogojuje drugačna kemična sestava jekla.

Iz slik 5 do 7 opazimo tudi, da popuščanje nima bistvenega vpliva na spremembo odstotka volframa, molibdena in vanadija v osnovni masi jekla pri jeklih M, N, P, S in T vrste. Odstopanja so nekje v mejah napake določitve in separacije. Kljub temu so za pri 550°C popuščena stanja pretežno značilne najnižje vsebnosti volframa, molibdena in vanadija v osnovni masi, kar je posledica nastajanja manjše količine popustnih karbidov in nadomeščanja železa v že obstoječih karbidih, z legirnimi elementi. Občutne spremembe so tozadevno opazne pri seriji V za molibden in pri seriji Z za volfram, molibden in vanadij, kar potrjuje, da se popustni karbidi jekel Z serije bogatijo z volframom, molibdenom in vanadijem.

Odvisnost fazne sestave karbidov preiskovanih jekel od kemične sestave jekla in stanja toplotne obdelave je razvidna iz tabele 3. Z rentgensko analizo karbidnih izolatov mehko žarjenih, kaljenih in kaljenih ter popuščanih jekel smo ugotovili v izolatih karbide tipa M_7C_3 in $M_{23}C_6$ oba hkrati ali samo M_7C_3 . V karbidnih izolatih Z serije smo identificirali karbide tipa $M_{23}C_6$, M_6C — karbid brzoreznih jekel in karbide tipa MC. Ugotavljamo, da pogojujeta v ledeburitnih jeklih volfram in molibden nastanek karbida $M_{23}C_6$. Vanadij sam v kombinaciji s kromom in železom ne povzroča nastanka te vrste karbida. Pri nekaterih vrstah jekla temperatura kaljenja in popuščanja nimata vpliva na sestavo karbidne faze, jekla M, N in P, kar seveda ne velja za absolutno količino karbidne faze v jeklu. Pri jeklih serije S, T in V opazimo z naraščajočo temperaturo kaljenja intenzivnejše raztapljanje karbidov tipa $M_{23}C_6$, zaradi česar se spreminja volumska sestava karbidnega izolata. Popuščanje jekla nima vpliva na razmerje med obema tipoma karbidov pri skoraj celotni skupini T jekel. Nekoliko je zaznaven vpliv popuščanja na strukturo pri S seriji, očiten pa je vpliv na volumsko razmerje obeh tipov karbidov v jeklih, oziroma karbidnih izolatih V serije.

Pri brzoreznem jeklu ima temperatura kaljenja izrazit vpliv na medsebojno volumsko količinsko razmerje karbidov, tipa $M_{23}C_6$, M_6C in MC, medtem ko nima temperatura popuščanja nobenega vpliva.

Raziskave kažejo, da se karbidi, tipa $M_{23}C_6$ v brzoreznem jeklu pri kaljenju s 1040°C že povsem raztopijo v avstenitu. Primerjava z ostalimi vzorci tabele kaže, da se raztaplja karbid, tipa $M_{23}C_6$, brzorezno jeklo, v avstenitu najhitreje, nekoliko počasneje pri jeklih S, T in V, pri jeklih M, N in P serije pa zelo počasi, če se sploh raztaplja. Medsebojna odstopanja volumske količine karbidov v izolatih pri zadnjih treh skupinah jekel so v mejah napake identifikacije. Mogoče je sprejemljiva razlaga Weiganda in Haberlinga⁵, da je karbid tipa $M_{23}C_6$ v brzoreznem jeklu S 6-5-2 bolj železo-volfram-molibden-karbid, ki vsebuje zelo malo kroma, čeprav izhaja po strukturi iz kromovega karbida $Cr_{23}C_6$, medtem ko je karbid tipa $M_{23}C_6$ v ostalih jeklih pretežno krom-železo-volfram-molibden karbid. Opazno je, da povečuje prisotnost molibdena v karbidu, tipa $M_{23}C_6$ v jeklih serije M, N, P in T do neke mere obstojnost karbida proti raztapljanju v avstenitu. Ponovno opozarjamo na primerjavo S in T serije, ki smo jo že obravnavali.

V vseh izolatih popuščanih jekel smo iskali z rentgensko analizo tudi popustne karbide, tipa M_3C . Sprva nam zaradi aparativnih težav tega tipa karbida ni uspelo identificirati. Obstajala pa je tudi možnost, da razpadejo pri elektrolitski izolaciji pri izbranih delovnih pogojih posamezni kemično manj stabilni karbidi, kar M_3C karbid prav gotovo je, in se na ta način odtegne preiskavam ter ga tudi zato eventualno ne moremo identificirati. Struktura kaljenih in naknadno popuščanih jekel pa je za raztapljanje kljub naštetim nevarnostim zahtevala uporabo klorovodikove kislega elektrolita. Naslednja možnost izgube je bila tudi, da so popustni karbidi, tipa M_3C , drobnozrnati, katerih linearna dimenzija je pod 0,1 µm in celotna vsebnost v karbidnem izolatu pod 3 %, kar vse onemogoči identifikacijo z rentgensko analizo.

Z identifikacijo karbida, tipa M_3C smo uspeli šele s konstrukcijsko izpopolnjenim difraktometrom. Zaradi prej omenjenih problemov obstajajo še vedno možnosti delnih izgub karbida, tipa M_3C . Vendar smatramo, da je bistveno, da nam je identifikacija karbida, tipa M_3C , v popuščanih jeklih sploh uspela.

Tabela 3: Strukturna sestava izolatov

Orodna vrsta	J		S		R		M		N		P		T		V		Z			
	2,8 C 13,3 Cr - W 0,05 Mo 0,08 V	1,35 C 12,5 Cr - W 0,07 Mo 1,03 V	2,8 C 11,2 Cr - W 0,06 Mo 0,13 V	2,8 C 12,0 Cr - W 0,09 Mo 0,08 V	1,35 C 11,2 Cr - W 0,09 Mo 0,08 V	1,35 C 11,4 Cr - W 0,09 Mo 0,08 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	2,8 C 11,8 Cr - W 0,10 Mo 0,12 V	
Orodna vrsta	Vsebnost količin karbidov v izolatih v %																			
	$M_{23}C_6$	M_6C	M_7C_3	M_3C	M_7C_3	M_6C	M_7C_3	M_3C	M_7C_3	M_6C	M_7C_3	M_3C	M_7C_3	M_6C	M_7C_3	M_3C	M_7C_3	M_6C	M_7C_3	M_3C
0	100		100		100		99	11	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10
1	100		100		100		92	8	92	8	92	8	92	8	92	8	92	8	92	8
2	100		100		100		91	9	92	8	92	8	92	8	92	8	92	8	92	8
3	100		100		100		90	10	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10
4	100		100		100		93	7	92	8	93	7	92	8	93	7	92	8	93	7
5	100		100		100		93	7	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10
6	100		100		100		92	8	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10
7	100		100		100		92	8	91	9	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10
8	100		100		100		90	10	91	9	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10
9	100		100		100		94	6	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10	90	10
10	100		100		100		98	2	90	10	92	8	97	-	2	1	90	10	90	10
11	100		100		100		94	6	92	8	92	8	91	-	4	3	90	10	90	10
12	100		100		100		92	8	92	8	91	9	97	-	2	1	90	10	90	10
13	80	20	100		99		21	79	90	10	45	5	15	25	80	-	20	70	10	20
14	100		100		97		29	71	92	8	35	5	15	45	72	-	27	70	10	20
15	100		100		92		8	92	8	90	10	33	5	30	40	93	-	6	1	40

* pričetek ugotovljen
- pričetek ni ugotovljen

Tabela 4: Primerjava rezultatov raznih avtorjev za brzorezno jeklo BRM 2 (S 6-5-2)

Avtor	Način raziskovanja	Sestava jekla v %					Toplotna obdelava	% količine mase karbidov	Sestava osnovne mase v %			
		C	Cr	W	Mo	V			Cr	W	Mo	V
Kayser in ⁷ Kohen	izolacija analiza izolata izračun osnovne mase	0,83	4,22	6,38	5,35	1,92	1218 ^o C/olje	11,8	4,6	2,0	3,0	1,0
Peter in ⁷ Kolhaus	mikrosonda kvantimet	0,89	4,30	6,45	5,00	1,90	1220 ^o C/ mehko žarjeno	6,7 vol. kol. 20,4	3,8	3,9	3,1	0,8
Preis in ⁸ Lennartz	izolacija analiza izolata	0,85	S 6-5-2				1230 ^o C/	9,75	4,4	3,3	3,2	1,2
Krump ⁹ Grundler	izolacija analiza izolata izračun osnovne mase*	0,86	4,09	6,45	4,98	1,75	1190 ^o C/	10,5	4,2	2,8	3,1	1,0
Naše ⁶ raziskave	izolacija analiza izolata izračun osnovne mase	0,82	4,25	6,34	5,07	1,92	1200 ^o /olje mehko žarjeno	10,9 20,4	4,4 3,0	3,4 0,4	3,1 1,4	1,4 0,05
Weigand- Haberling ⁵		0,85	4,17	6,26	5,09	1,79	kaljeno mehko žarjeno	10—11,8 20—21,4	4,1 2,8	3,5 0,33	3,1 0,53	1,1 0,51

* naš izračun iz podatkov, ki so bili na voljo

Zaradi velike vsebnosti primarnih karbidov smo morali uporabiti za identifikacijo cementita tudi njegove manj intenzivne linije. Raziskave smo usmerili predvsem na izolate jekel, kaljenih s 1040^o C in popuščenih pri 550^o C, pri katerih smo ugotovili največji prirastek železa v popuščenem stanju, glede na kaljeno stanje. Predpostavljali smo možnosti zadostne količine izločkov tega tipa, hkrati pa tudi zadovoljivo velikost izločkov, kar vse je pogoj za uspešno identifikacijo z rentgensko analizo. Karbidne izločke, tipa M₃C, smo ugotovili v jeklih J, R, M, P in S serije, tabela 3.

Primerjalna analiza posameznih kompaktnih vzorcev ledeburitnih jekel z mikroanalizatorjem kaže samo na izločke tipa M₇C₃ in M₂₃C₆. V njih smo identificirali poleg železa vse legirne elemente, ki jih vsebuje posamezno jeklo. Seveda pa veljajo tudi za to analizo podobni kriteriji glede velikosti delcev kot pri strukturni analizi. Merili smo samo karbidna zrna z velikostjo nad 5 μm.

Na osnovi primerjave naših rezultatov⁶ z raziskavami Bernsa in Kettla³ o sestavi osnovne mase in karbidne faze ledeburitnih jekel, kakor tudi na osnovi primerjave podatkov različnih avtorjev z našimi rezultati, o sestavi osnovne mase brzoreznega jekla S 6-5-2 ugotavljamo, da se naši eksperimentalni podatki zadovoljivo ujemajo z njihovimi podatki, ne glede na način raziskave in ne glede na to, da imamo opravka z jekli različnih proizva-

jalcev. Primerjava podatkov za brzorezno jeklo je razvidna iz tabele 4. Berns in Kettel³, Kayser in Kohen⁷, Preis in Lennartz⁸, Krump in Gundler⁹ izhajajo iz elektrolitsko izoliranih karbidov, medtem ko izvajata Peter in Kohlhaas⁷ svoje raziskave kompaktnih vzorcev, karbidne in osnovne mase z elektronskim mikroanalizatorjem ter kvantimetom.

SKLEPI

— Elektrokemična izolacija karbidne faze iz preiskovanih jekel je verodostojna metoda ločitve karbidov iz jekel ledeburitnega tipa, kakor tudi za brzorezno jeklo BRM 2. Izolirani karbidi predstavljajo reprezentativen vzorec za količino karbidov v jeklu in dopuščajo kvantitativno oceno karbidne faze v jeklu v različnem stanju toplotne obdelave. Elektrokemična izolacija zbere v karbidnih izolatih delce z velikostjo v relativno velikem območju, praktično delce skoraj vseh dimenzij. Reprodukcijska sposobnost izolacije karbidne faze iz jekla je zadovoljiva.

— Vrsta in količina karbidne faze v izolatu, oziroma jeklu je odvisna od sestave jekla in od toplotne obdelave. Razvidno je, da je v večini preiskovanih jekel prevladujoča faza M₇C₃. Kaže se tendenca, da molibden in volfram pogojujeta na-

stanek karbida $M_{23}C_6$. Vanadij sam v kombinaciji z železom ne povzroča tvorbe tovrstnega karbida. V brzoreznem jeklu pogojeta volfram in molibden nastanek karbida tipa M_6C , vanadij pa karbide tipa MC. Odvisno od kvalitete in toplotne obdelave jekla smo identificirali v izolatih po en, dva ali tri tipe karbidov hkrati. V nekaterih izolatih popuščenih jekel, in to predvsem onih, popuščenih pri $550^{\circ}C$, smo identificirali poleg ostalih za preiskovano jeklo tipičnih karbidov tudi popustni karbid, tipa M_3C , katerega elektronska mikroanaliza ni ugotovila v kompaktnem vzorcu.

— Iz kemične sestave karbidnega izolata in njegove količine mase v jeklu lahko izračunamo sestavo osnovne mase in karbidne mase jekla pri različnih stanjih toplotne obdelave ter zasledujemo vpliv toplotne obdelave na spreminjanje njune sestave.

— Z naraščajočo temperaturo kaljenja pada količina karbidne faze v preiskovanih jeklih, karbidi se raztapljajo v avstenitu — eni hitreje, drugi bolj počasi, eni sploh ne. Ugotovili smo, da so karbidi, tipa $M_{23}C_6$ stabilnejši, se težje raztapljajo v avstenitu, če vsebujejo molibden.

— S popuščanjem se ponovno izloča karbidna faza, izločajo se popustni karbidi, ki so po strukturi deloma podobni karbidom, ki so v jeklu prisotni po kaljenju, poleg tega pa nastajajo v nekaterih vrstah jekla tudi karbidi, tipa M_3C .

Literatura

1. W. Schuffenhauer: Grundlagen, Möglichkeiten und Grenzen der metallkundlichen Analysen mittels elektrochemischer Isolierung von Ausscheidungen, Neue Hütte, 20, 7, 1975, 417—421.
2. O. Opravil: Erfassung von Gehalt und chemischer Zusammensetzung der σ — Phase in austenitischen Chrom — Nickel — Stählen mit rd. 18 % Cr, 8 % Ni und 2 bis 10 % Mo, Archiv für das Eisenhüttenwesen 45, 4, 1974, 257—261.
3. H. Berns, J. Kettel: Ermittlung der Zusammensetzung von Grundmasse und Carbiden durch Rückstandsisolierung bei ledeburitischen Chromstählen, Archiv für das Eisenhüttenwesen 37, 6, 1976, 391—393.
4. A. Bäumel, W. Tomich: Über die Erprobung eines Salzsäure — Glykol — Elektrolyten für die Rückstandsisolierung bei chemisch beständigen Stählen, Archiv für das Eisenhüttenwesen 33, 2, 1962, 91—100.
5. H. H. Weigand, E. Haberling: Sondercarbide in Schnellarbeitsstählen, TEW — Technische Berichte, 1, 2, 1975, 110—121.
6. T. Lavrič, F. Grešovnik, F. Vodopivec: Studij kinetike in izmenjave količine in sestave karbidov v jeklih glede na toplotno obdelavo, Poročilo Metalurškega inštituta, N 648, 1978, Ljubljana.
7. W. Peter, E. Kohlhaas: Über die Zusammensetzung und die Mengenanteile verschiedener Carbidentypen in Schnellarbeitsstählen, Mikrochimica Acta, Suppl. II 1967, 235 do 248.
8. G. Preis, G. Lennartz: Erfahrungen bei der Isolierung von Schnellarbeitsstahlcabiden sowie der Trennung von MC und M_3C , Archiv für das Eisenhüttenwesen 46, 8, 1975, 509—514.
9. D. Krump, O. Gründler: Untersuchungsmethoden zur Phasenbestimmung in Schnellarbeitsstählen, Mikrochimica Acta, Suppl. 6, 1975, 49—64.

ZUSAMMENFASSUNG

Es werden die Ergebnisse über die Untersuchungen der Bestimmung der Menge, der chemischen und Gefügezusammensetzung der Karbidphase in neun ledeburitischen Stählen mit 0,9 bis 2 % Kohlenstoff und rund 12 % Chrom, beschrieben. Zum Vergleich werden auch die Forschungsergebnisse für einen Schnellarbeitsstahl BRM 2 angegeben. Bei jeder Stahlsorte sind Proben im weichgeglühten Zustand, und im von der Temperatur 900, 980, 1040, 1120 und $1200^{\circ}C$ abgeschreckten, und bei den Temperaturen 200 und $550^{\circ}C$ angelassenem Zustand, untersucht worden.

Die Untersuchungen sind an Karbidisolaten durchgeführt worden, welche durch die elektrochemische Isolierung aus den Stählen isoliert worden sind. Nur einzelne Vergleichsanalysen sind an kompakten Proben mit dem Elektronenmikroanalysator durchgeführt worden.

Aus den experimentell gewonnenen Daten, ist die Zusammensetzung der Karbidmasse, und der Stahlgrundmasse, ausgerechnet worden. Die Umwandlung in der Zusammensetzung und im Gefüge, wie auch die Menge und Art der Karbidausscheidungen, in Abhängigkeit von der Stahlzusammensetzung, der Abschreck und der Anlassstemperatur, sind untersucht worden.

Forschungsergebnisse:

— Die elektrochemische Isolierung der Karbidphase ist eine einwandfreie Methode für die Trennung der Carbide aus den untersuchten Stählen des ledeburitischen Types, wie auch beim Schnellarbeitsstahl BRM 2. Die isolierten Carbide stellen eine representative Probe für die Karbidmenge im Stahl dar, und erlauben eine quantitative Schätzung der Karbidphase im Stahl, beim verschiedenen Wärmebehandlungszustand. Durch die elektrochemische Isolierung werden in den Karbidisolaten Teilchen im weiten Größenbereich gesammelt. Die Reproduktivität der Isolierung der Karbidphase aus dem Stahl ist ausreichend.

— Die Art und Menge der Karbidphase im Isolat bzw. im Stahl, ist von der Stahlzusammensetzung und der Wärmebehandlung abhängig. Aus den Untersuchungen geht hervor, dass in den meisten untersuchten Stählen die M_6C Phase überwiegt. Es kann die Tendenz beobachtet werden, dass das Entstehen des Karbides $M_{23}C_6$ durch Molibden und Wolfram bedingt ist. Vanadium allein in Kombination mit Eisen verursacht nicht die Bildung diesartigen Karbides. Im Schnellarbeitsstahl ist die Bildung

des Karbides M_2C durch Wolfram und Molybden bedingt, und die Bildung des Karbides MC durch Vanadium.

Abhängig von der Güte und der Wärmebehandlung des Stahles sind in den Isolaten zugleich ein, zwei bis drei Typen der Karbide identifiziert worden. In einigen Stahlisolaten, vor allem bei der Temperatur $550^\circ C$ angelassenen Stählen, sind neben den für den untersuchten Stahl charakteristischen Karbide, auch der Anlasskarbid des Types M_2C festgestellt worden, welcher mit der Elektronenmikroanalyse in der kompakten Probe nicht festgestellt werden konnte.

— Aus der chemischen Zusammensetzung des Isolates und dessen Menge im Stahl, kann die Zusammensetzung der Grundmasse und der Karbidmasse des Stahles, bei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen, ausgerechnet

werden, und der Einfluss der Wärmebehandlung auf die Änderung deren Zusammensetzung kann verfolgt werden.

— Mit der wachsenden Abschrecktemperatur fällt die Menge der Karbidphase in den untersuchten Stählen. Einige Karbide lösen sich im Austenit schneller, die anderen langsamer, einige überhaupt nicht. Es ist festgestellt worden, dass die Karbide von Typ M_2C stabiler sind und sich im Austenit langsamer lösen, wenn sie Molybden enthalten.

— Beim Anlassen scheidet die Karbidphase wieder aus, die Anlasskarbide werden ausgeschieden, die dem Gefüge nach den Karbiden ähnlich sind, welche im Stahl nach dem Abschrecken entstehen. Neben dem, entstehen in einigen Stahlsorten, auch die Karbide des M_2C Types.

SUMMARY

The investigation results on determining the amount, chemical and structural composition of carbide phase in nine ledeburitic steel with 0.9 to 2% carbon and about 12% chromium are presented. For comparison the investigation results on the BRM 2 high speed steel are cited. Samples of each steel were investigated as soft annealed, as quenched from 900, 980, 1040, 1120, and $1200^\circ C$, and tempered at 200 and $550^\circ C$.

Main investigations were made with carbide isolates being isolated from steel electrochemically, only few comparing analyses were made with complete samples by the electron microanalyzer.

Experimental data enabled to determine the composition of the carbide mass and the steel matrix. Variations of composition and structure of both, as well as the amount and type of carbide precipitates depending on the steel composition and the quenching and tempering temperature were analyzed.

The following results were obtained:

— Electrochemical isolation of carbide phase from the investigated steel is a reliable method for separation of carbides from ledeburitic steel as well as for the BRM 2 high speed steel. Isolated carbides are a representative sample for the amount of carbides in steel, and they enable the quantitative estimation of carbide phase in steel after various heat treatment stages. Carbide particles with a relatively wide size range are accumulated in the carbide isolates after the electrochemical method. Reproducibility of isolation of carbide phase from steel is satisfactory.

— Type and amount of carbide phase in isolate or steel depends on the steel composition and heat treatment. It is evident that predominant phase in the majority of investigated steel is M_2C . A tendency is shown that molybdenum and tungsten cause formation of M_2C carbide. Vanadium alone in combination with iron does not promote formation of such carbide. In high speed steel tungsten and molybdenum promote formation of M_2C carbide while vanadium promotes MC carbide. Depending on the steel quality and heat treatment, one, two, or three various carbide types were simultaneously found in the isolates. In some isolates of tempered steel, mainly in those tempered at $550^\circ C$, also tempering M_2C carbides were found beside the other carbides typical for the investigated steel, but the electron microanalysis of the complete samples could not identify them.

— Chemical composition of the carbide isolate and its amount in steel enable to calculate the composition of the matrix and the carbide phase in steel after various stages of heat treatment, and thus the influence of heat treatment on the variation of the composition can be analyzed.

— Increased quenching temperature reduces the amount of carbide phase in the investigated steel. Carbides dissolve in austenite, some faster some slower, some even not. It was found that M_2C carbides are more stable if they contain some molybdenum, i.e. their dissolution is more difficult.

— Tempering causes reprecipitation of the carbide phase. Tempering carbides are precipitated, their structure is partially similar to that of carbides being present in steel after quenching, partially in some steel also M_2C carbides are formed.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Приведены результаты исследований определения количества, химического и структурного состава карбидной фазы девяти сортов стали ледебуритного типа с содержанием от 0,9 до 2% углерода и прибл. 12% хрома. Для сравнения приведены также тождественные результаты для быстрорежущей стали марки BRM 2. Для каждого сорта стали рассмотрены образцы в состоянии неполного отжига и образцы, закаленные с температур 900, 980, 1040, 1120 и 1200° , а отпущены при температурах 200 и 550° .

Исследования выполнялись на выделенных карбидах, изолированных из сталей электрохимическим способом, и только отдельные сравнительные анализы были выполнены на компактных образцах с электронным микроанализатором. На основании экспериментально полученных данных, вычислен состав карбидной

массы и основной массы стали, сделан за изменением состава и структуры, также за количеством карбидных выделений в зависимости от состава стали и от температуры закалки и отпущения.

Результаты исследований следующие:

— Электрохимический способ изолирования выделений карбидной фазы из испытанных сталей представляет собой надежный метод для отделения карбидов из сталей ледебуритного типа, а также и для быстрорежущей стали марки BRM 2. Изолированные карбиды представляют собой также репрезентативный образец для определения количества карбидов в стали и позволяют количественную оценку карбидной фазы в стали при различном состоянии термической обработки. Электрохимический

способ изоляции карбидных выделений создает накопления частиц сравнительно широкого диапазона, практически частиц всех размеров. Репродукция изоляции карбидной фазы из стали удовлетворительна.

— Вид и количество карбидной фазы в изолированных скоплениях, отн. в стали зависит от состава стали и от термической обработки. Очевидно, что в большинстве исследованных сталей преобладает фаза M_2C . Указывается стремление, что молибден и вольфрам обуславливают образование M_2C . Сам ванадий в комбинации с железом не способствует образованию карбида этого вида.

В быстрорежущей стали вольфрам и молибден обуславливают образование карбида типа M_6C , ванадий же — карбида MC . В зависимости от качества и термической обработки, авторы разработки идентифицировали в изолированных карбидных выделениях одновременно два или три вида карбидов.

В некоторых изолированных скоплениях отпущенных сталей, в особенности тех, которые были отпущены при 550° , авторы работы идентифицировали кроме карбидов типичных для иссле-

дуемой стали также отпущенный карбид типа M_3C , который с электронным микроскопом в компактном образце не был обнаружен.

— Из химического состава изолированного карбидного скопления и его массы в стали можно вычислить состав основной массы и карбидной массы стали при различных режимах термической обработки и следить за изменением их состава.

— С повышением температуры закалки в исследованных сталях установлено, что количество карбидной фазы уменьшается: карбиды растворяются в аустените, одни быстрее, другие медленнее, или вовсе не растворяются. Установлено, что карбиды типа M_2C более устойчивы, и если они содержат молибден, то их растворимость в аустените происходит тяжелее.

— При отпуске карбидная фаза снова выделяется; выделяются отпущенные карбиды, которые по своей структуре похожи на карбиды, которые образовались в стали после закалки. В некоторых сортах стали ледебуритного типа образуются также карбиды типа M_3C .

Kinetika nastajanja ferita v mikrolegiranem jeklu

UDK: 14.018.2:621.77.014.2
ASM/SLA AY-n, F23, 1—66

M. Kmetič, F. Vodopivec, M. Gabrovšek



Vpliv stanja avstenita (rekristaliziran, deformiran, nedeformiran) in niobija v različni obliki, to je v trdni raztopini ali v izločkih, na izotermno transformacijo avstenita v ferit. Precipitacija niobijevega karbonitrida pri deformaciji, transformaciji in sekundarnem izločilnem žarjenju.

UVOD

Uporabne lastnosti mikrolegiranih jekel so odvisne od dveh dejavnikov; od izločilne utrditve zaradi nastanka niobijevega karbonitrida in zaradi drobne feritno perlitne mikrostrukture, ki je rezultat nizke temperature predelave in specifičnosti, katere v proces predelave, rekristalizacije in rasti zrn vnese prisotnost niobija v avstenitu. Dogajanja v feritu so pomembna za izločilno utrditev, dogajanja v avstenitu pa so pomembna predvsem za pojave v zvezi z rekristalizacijo in rastjo zrn avstenita in iz njih nastalih feritnih zrn. Zato je razumljivo, da so dogajanja med transformacijo avstenita v ferit eden od dejavnikov, ki pogojujejo lastnosti mikrolegiranih jekel.

Pri difuzijski premeni avstenita v ferit prihaja do razpada trdne raztopine in nastanka izločkov niobijevega karbonitrida. Če je niobij pri temperaturi avstenitizacije vezan v izločkih, njegova prisotnost ne vpliva na premenske temperature, vpliva pa na mikrostrukturo. Niobij v trdni raztopini v avstenitu zniža temperaturo nastanka ferita in perlita.

Raziskav smo se lotili z željo, da bi dobili celovito povezavo med stanjem avstenita (deformiran, rekristaliziran in nedeformiran) in niobija v avstenitu po topli predelavi (raztopljen v avstenitu ali vezan v izločkih) ter potekom izotermne premene avstenit — ferit.

EKSPERIMENTALNO DELO

1. Način raziskovanja

Za raziskave je bila potrebna sorazmerno velika količina vzorcev, zato smo se odločili, da uporabimo industrijsko jeklo, legirano z niobijem, vrste Niobal 43, ki ima naslednjo kemično sestavo: 0,18 % C, 0,34 % Si, 1,45 % Mn, 0,016 % P, 0,016 % S, 0,030 % Al, 0,040 % Nb in 0,015 % N₂.

Jeklo je bilo izdelano v Železarni Jesenice in izvaljano v plošče debeline 15 mm, iz katerih smo v smeri valjanja izrezali vzorce velikosti 100 × 15 × 6 mm.

Postopek dela je bil naslednji:

— enourno raztopno ogrevanje vzorcev pri 1300° C, da se je ves niobijev karbonitrid raztopil v avstenitu;

— ohladitev vzorcev na temp. 1200° C, oz. na 900° C in deformacija. V prvem primeru smo dobili po deformaciji rekristaliziran (RA), v drugem pa nerekrystaliziran (deformiran) avstenit (DA);

— takojšnja ohladitev s temperature deformacije na temperaturo izotermne premene, ko smo hoteli, da je pri temperaturi transformacije niobij v avstenitu v trdni raztopini in 45 min. zadržanje pri 900° C (stabilizirano jeklo, RSA in DSA), da se je niobij izločil iz trdne raztopine kot karbonitrid, ter ohladitev na temperaturo premene;

— ohladitev in 45 min. stabilizacija na temp. 900° C, da se je niobij izločil iz trdne raztopine kot karbonitrid, deformacija (SDA) in ohladitev na temperaturo izotermne transformacije.

Po zadržanju na temperaturi izotermne transformacije v solni kopeli smo vzorce za mikrostrukturne raziskave gasili v vodi, druge, ohlajene na zraku, pa smo uporabili za spremljanje pojava izločanja z meritvami trdote.

Deformacijo smo izvršili z enkratnim udarcem padalnega kladiva, in sicer smo deformirali polovico vzorca, druga polovica pa je ostala nedeformirana. Na enem vzorcu smo tako dobili začetni stanji RSA in NSA₁, RA in NA₁, DSA in NSA₂, DA in NA₂ ter SDA in SNA. To je vzrok, da nedeformirana stanja NSA₁, NSA₂ in SAN ter NA₁ in NA₂ niso enaka, temveč se med seboj malo razliku-

M. Kmetič, dipl. ing. metalurgije, raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Dr. F. Vodopivec, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Dr. M. Gabrovšek, dipl. ing. metalurgije, direktor TKR v Železarni Jesenice

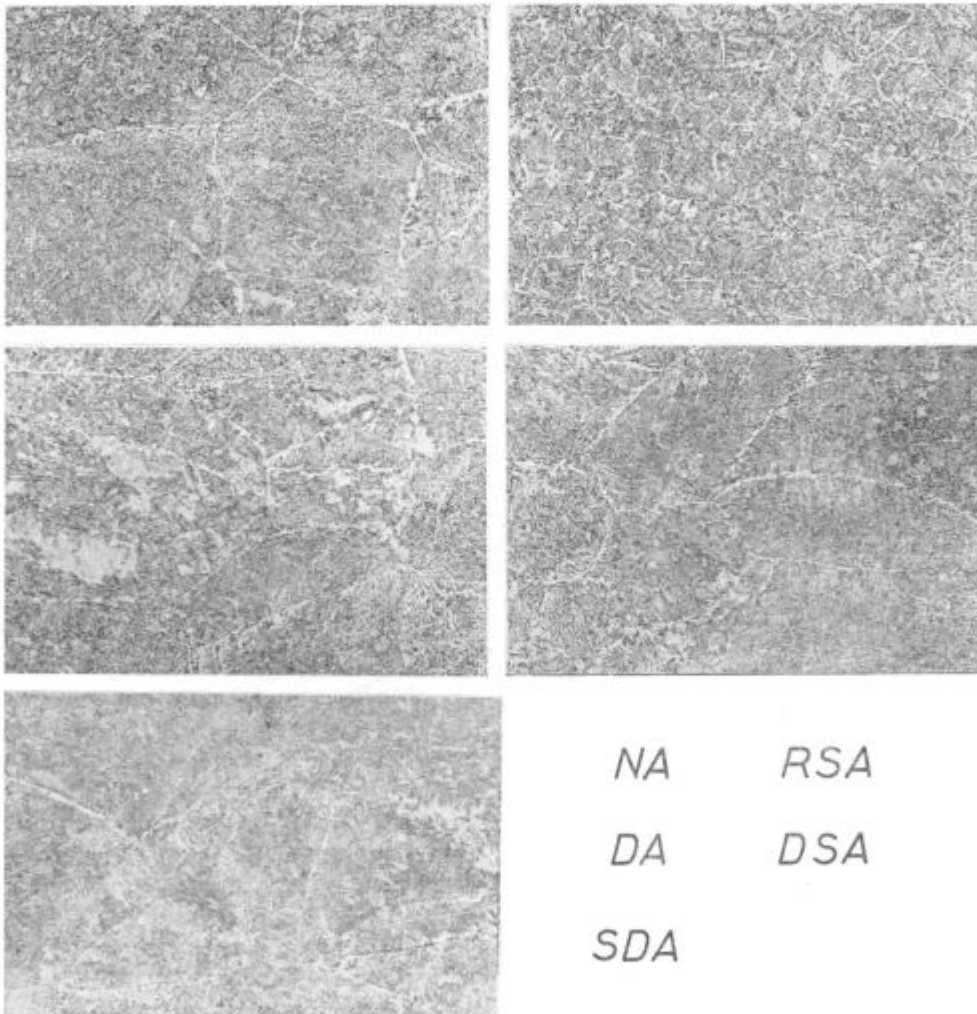
jejo. Čeprav smo deformacijo izvršili zelo hitro, je pri manipulaciji prišlo do podhladitve vzorcev, ki se ji nismo mogli izogniti, in s tem do delnega nekontroliranega izločanja.

Stopnja deformacije je znašala 30 %. Hitrost kladiva je bila v trenutku udara ob vzorec 7 m/s. Deformacija se je izvršila hitro, zato ni bilo časa, da bi potekali procesi dinamične poprave deformacijskega stanja. Po deformaciji se je izvršila statična poprava in rekristalizacija avstenita, v primeru deformacije pri 900° C pa le statična poprava.

Delež mikrostrukturnih komponent po izotermni transformaciji smo določili z meritvami v optičnem mikroskopu po metodi linearne intercepcije. Trdoto smo merili po Vickersu pri obtežbi 10 kp.

Na sliki 1 je prikazana mikrostruktura jekel pred pričetkom premene. Pri raztopnem žarjenju pri 1300° C niobij nima inhibicijskega učinka na rast avstenitnih zrn.

V optičnem mikroskopu ni opaziti nobene razlike med mikrostrukturo takoj po deformaciji pri 1200, oz. 900° C in po izotermnem zadržanju pri 900° C, med katerim je iz avstenita precipitiral niobijev karbonitrid. Pač pa pokažejo meritve trdote in preiskave v elektronskem mikroskopu, da so nastali pri stabilizaciji jekla tako v nedeformiranem kot v deformiranem in rekristaliziranem ter deformiranem in nerekrystaliziranem jeklu karbonitridni izločki z velikostjo med 200 in 250 Å. Primerjava na slikah pa pove, da so izločki bolj gosti in manjši v jeklu, ki je bilo deformirano



Slika 1

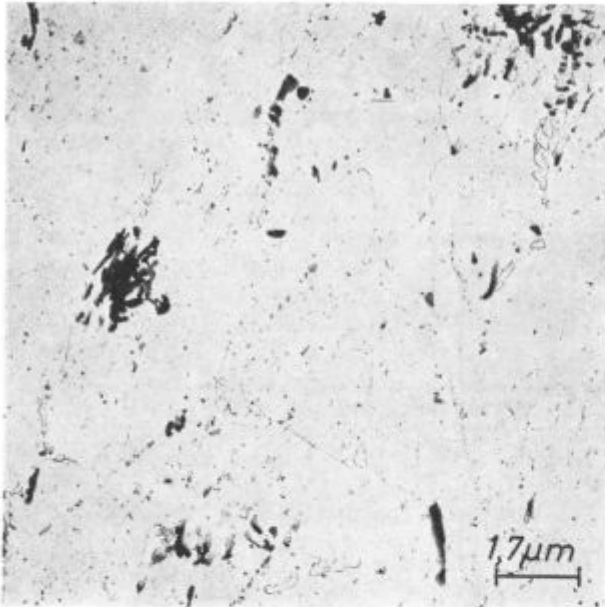
Velikost in oblika avstenitnih zrn izhodnih stanj (pov. 50 ×). NA — nedeformiran avstenit, RSA — rekristaliziran stabiliziran avstenit, DA — deformiran avstenit, DSA — deformiran stabiliziran avstenit, SDA — stabiliziran deformiran avstenit.

Fig. 1

Size and shape of austenite grains in the initial states. Magn. 50 ×. NA — undeformed austenite, RSA — recrystallized stabilized austenite, DA — deformed austenite, DSA — deformed stabilized austenite, SDA — stabilized deformed austenite.

pri 900°C, kot v jeklu, ki je bilo deformirano pri 1200°C (slika 2 in 3).

V diagramih na sliki 4 je prikazana razlika trdote ΔHV pred izločevalnim žarjenjem in po njem v odvisnosti od časa zadržanja pri 900°C.

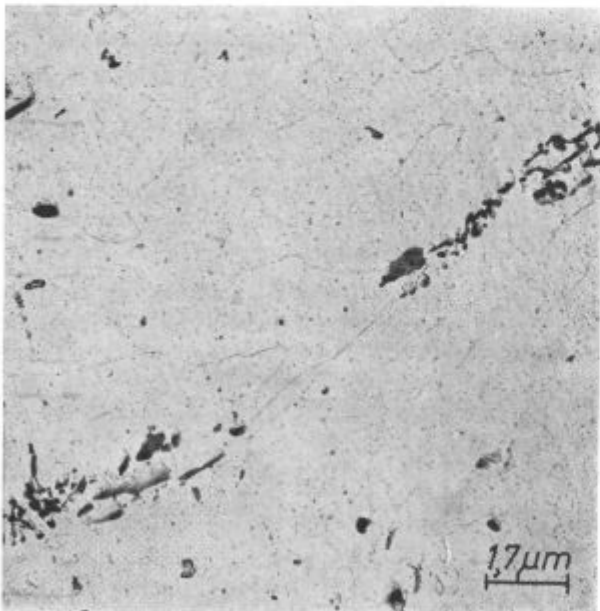


Slika 2

Cementit in izločki niobijevega karbonitrída v stabiliziranem jeklu deformiranem pri 1200°C

Fig. 2

Cementite and niobium carbonitride precipitates in stabilized steel deformed at 1200°C.



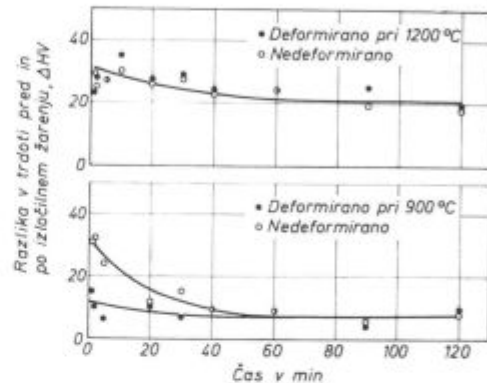
Slika 3

Cementit in izločki niobijevega karbonitrída v stabiliziranem jeklu deformiranem pri 900°C

Fig. 3

Cementite and niobium carbonitride precipitates in stabilized steel deformed at 900°C.

Pridobitek trdote pri enournem izločevalnem žarjenju pri 600°C zasledimo le, če je niobij v jeklu na začetku ogrevanja v trdni raztopini. Manjši pridobitek trdote pri izločevalnem ogrevanju pomeni, da so v avstenitu ali feritu prisotni že prej nastali karbonitridni izločki, ki pri ponovnem ogrevanju ne spreminjajo trdote. Iz diagrama se vidi, da se proces izločanja po eni uri ustavi. Deformacija pri 900°C je pospešila tvorbo niobijevega karbonitrída, zato je pridobitek trdote pri sekundarnem izločevalnem ogrevanju pri kratkih časih žarjenja pri 900°C manjši v deformiranem kot v nedeformiranem jeklu.



Slika 4

Pridobitek trdote po sekundarnem izločevalnem žarjenju v odvisnosti od časa zadržanja pri 900°C

Fig. 4

Gain in hardness after the secondary precipitation annealing depending on the holding time at 900°C.

Torej lahko rečemo, da smo z izbranimi pogoji dosegli, da je imel avstenit na začetku izotermnega žarjenja za transformacijo niobij v različni obliki, to je v trdni raztopini in v izločkih, in je bil avstenit enkrat rekristaliziran, drugič nerekrystaliziran in končno tudi nedeformiran. Ustvarili smo pogoje, ko je mogoče opredeliti učinek niobija na potek premene različnih vrst avstenita.

2. Kinetika izotermne transformacije

Kinetiko tvorbe ferita smo določili pri temperaturah 750, 700, 650, 600 in 550°C. Pod to temperaturo ferit ne nastaja več, ampak prihaja do bainitne premene. Preizkušance smo držali na temp. izotermne transformacije različno dolgo, od 1 do 90 min.

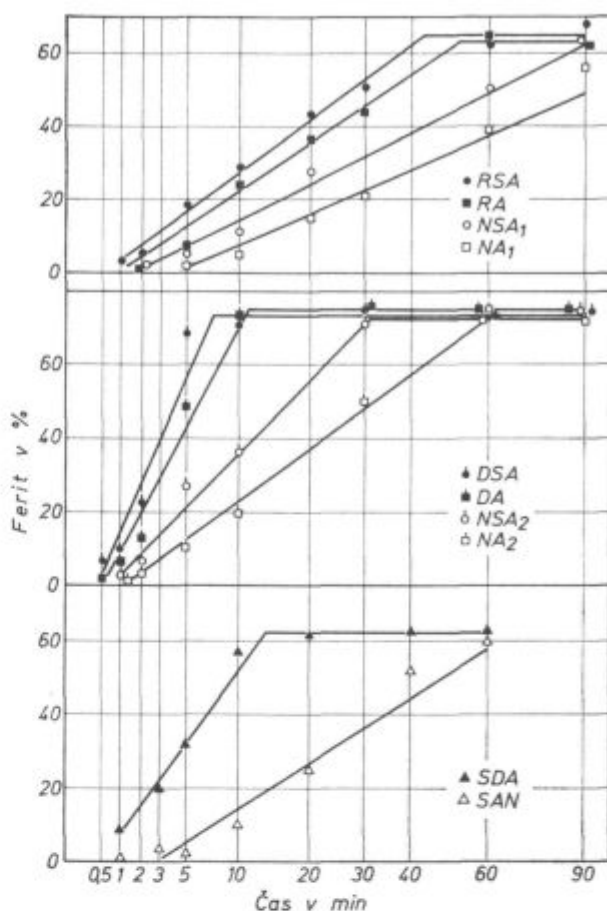
Transformacija avstenita je difuzijski proces, katerega kinetika je odvisna od dveh dejavnikov; od hitrosti nastajanja kali in od hitrosti difuzije ogljika iz transformiranega področja v področje preostalega avstenita. S spremembo temperature se močno spreminja prenasičenost avstenita z ogljikom in s tem tudi hitrost nastanka kali. Hitrost nastanka ferita z zniževanjem temperature nekaj časa raste, doseže maksimum, kjer je

optimum obeh procesov, nato pa pada, ker zmanjševanje hitrosti difuzije ogljika v avstenitu prevlada nad povečanjem hitrosti nastajanja novih feritnih kali. Proces transformacije od inkubacijske dobe do nastanka in rasti kali in rasti feritnih zrn točno opisuje Avramijeva eksponentna funkcija. Proces je tak, da nastane večina kali v začetku reakcije, zato hitrost nadaljevanja transformacije regulira difuzija ogljika. Ta del premene je mogoče opisati s parabolično odvisnostjo in smo ga zajeli v naših raziskavah. Kinetiko rasti ferita v odvisnosti od trajanja izotermnega žarjenja smo v diagramih prikazali tako, da je na ordinati delež ferita v % od celotne mikrostrukture, na abscisi pa čas, nanesen v min.^{1,2}. Iz naklona premic je mogoče numerično vrednotiti hitrost premene v področju, kjer rast ferita regulira difuzija ogljika.

Pri vseh treh serijah poizkusov je tvorba ferita pri 750°C zelo počasna. Kljub majhnemu deležu ferita v mikrostrukturi je že mogoče razločiti, da je ferita več v jeklu, v katerem je bil niobij pred spremeno vezan v izločkih. Pri 700°C so razlike v hitrosti transformacije zelo jasne, premena pa ni končana po 90 min. žarjenja. Kinetiko rasti ferita pri temperaturi izotermne transformacije 650°C je za vse serije poizkusov prikazana v diagramu na sl. 5. Po deformaciji pri 1200°C je rast ferita najhitrejša v rekristaliziranem in stabiliziranem jeklu (RSA), sledi rekristalizirano (RA), nedeformirano in stabilizirano (NSA₁) in končno nedeformirano in nestabilizirano jeklo (NA₁). Kot pri višjih temperaturah, tudi pri tej ferit najhitreje nastaja v stabiliziranem jeklu. Ker deformacija in rekristalizacija pri 1200°C ne povzročita zaznavne tvorbe niobijevega karbonitrida, izvira razlika med deformiranim in nedeformiranim jeklom iz različne velikosti avstenitnih zrn.

Razlike iste vrste so ohranjene tudi pri temperaturah izotermne transformacije 600 in 550°C. Maksimum zadrževalnega vpliva niobija v trdni raztopini na hitrost tvorbe ferita je pri 600°C.

V jeklu, deformiranem pri 900°C, avstenit ni rekristaliziral. Do kontrolirane vezave niobija v karbonitrid je prišlo le v stabiliziranih vzorcih. Jeklo smo enkrat deformirali in takoj ohladili na temperaturo izotermne transformacije, oz. smo ga stabilizirali, drugič pa smo ga stabilizirali pred deformacijo. Transformacija poteka najhitreje v deformiranem in stabiliziranem jeklu (DSA), sledi deformirano in nestabilizirano jeklo (DA), nedeformirano in stabilizirano jeklo (NSA₂) in nedeformirano in nestabilizirano (NA₂). Do temperature transformacije 650°C je vpliv deformacijskega stanja močnejši kot vpliv stabilizacije. Z zniževanjem temperature transformacije prihaja vedno bolj do izraza vpliv stabilizacije, to je različen učinek niobija, ki je v avstenitu raztopljen ali pa vezan v izločkih. Velik vpliv na kinetiko premene ima to, kdaj smo izvršili deformacijo. Transfor-



Slika 5
Kinetika transformacije avstenit-ferit pri 650°C
Fig. 5

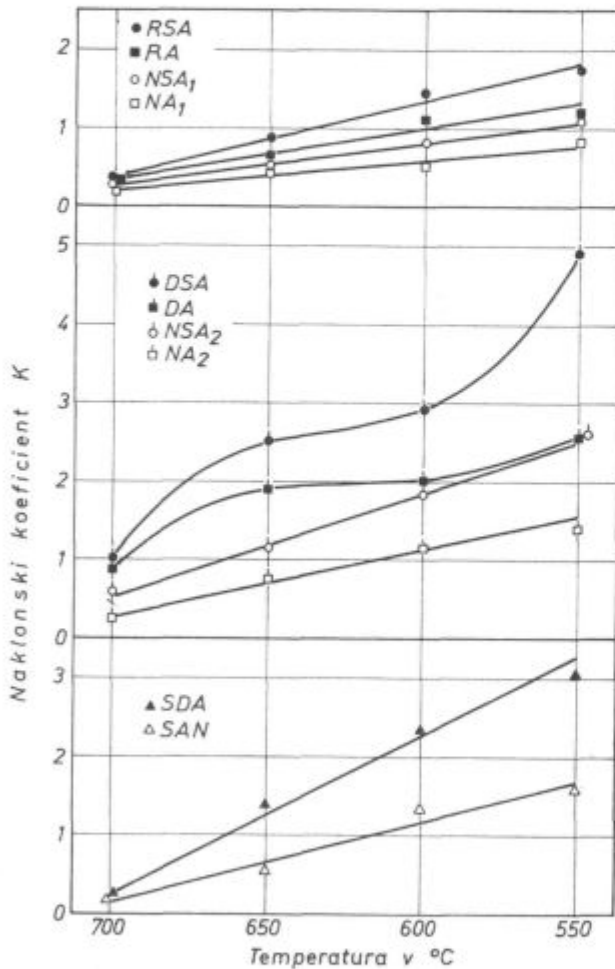
Austenite — ferrite transformation kinetics at 650°C.

macija poteka hitreje v jeklu, deformiranem pred stabilizacijskim žarjenjem, kot v jeklu, deformiranem po stabilizacijskem žarjenju, čeprav je bila mikrostruktura na začetku premene v obeh primerih enaka. Razliko v kinetiki premene si zato lahko razložimo z večjo gostoto karbonitridnih izločkov v jeklu, deformiranem pred stabilizacijo.

Na sl. 6 je v diagramih prikazana relativna hitrost nastanka ferita v odvisnosti od temperature transformacije. Koeficient K je naklonski kot premic, ki podajajo odvisnost količine ferita od trajanja izotermne transformacije. Odvisnosti so pri vseh stanjih linearne, le pri vzorcih, deformiranih pri 900°C, je potek krivulj specifičen. Deformacija pri 900°C pospeši precipitacijo in gostoto karbonitridnih izločkov. Hitrost nastanka ferita v začetku hitro raste, ko pada temperatura transformacije, v intervalu med 650 in 600°C pa se hitrost zmanjša. Z nadaljnjim zniževanjem temperature prihaja vedno bolj do izraza vpliv vezave niobija in v stabiliziranem jeklu narašča hitrost nastajanja ferita. Hitrost transformacije v deformiranem jeklu pa je v tem področju enaka kot v nedeformiranem stabiliziranem jeklu.

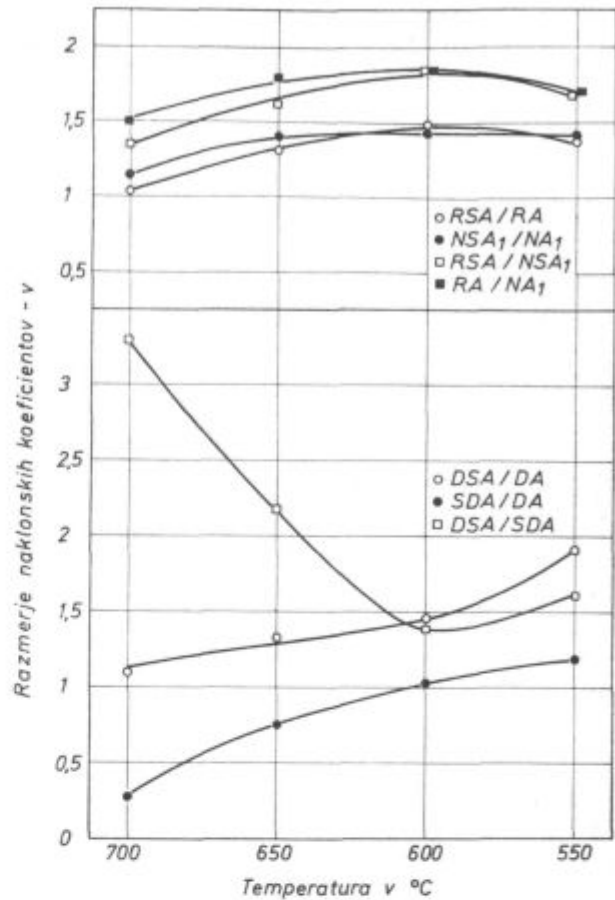
Vpliv začetnega stanja avstenita in niobija na kinetiko transformacije najbolj okarakterizirajo razmerja relativnih hitrosti (sl. 7). Krivulja, ki prikazuje vpliv stabilizacije v rekristaliziranem avstenitu (RSA/RA), kaže, da vpliv stabilizacije raste, ko pada temperatura, in doseže maksimum pri 600°C, nato pa se zmanjšuje. V nedeformiranem avstenitu (NSA₁/NA₁) vpliv stabilizacije raste, ko pada temperatura do 600°C, nato pa ima konstantno vrednost. Krivulji, ki podajata vpliv velikosti zrn na kinetiko premene v stabiliziranem in nestabiliziranem jeklu (RSA/NSA₁, RA/NA₁), imata maksimum pri 600°C.

V jeklu, ki je bilo deformirano pri 900°C, je zanimiv vpliv stabilizacije pred deformacijo oz. po njej. Razmerje med hitrostjo nastajanja ferita v deformiranem stabiliziranem jeklu in v deformiranem jeklu enakomerno raste do 600°C, pri nižji



Slika 6
Relativna hitrost nastanka ferita v odvisnosti od temperature transformacije. K je naklonski koeficient premic, ki podajajo delež ferita v odvisnosti od trajanja izotermne transformacije

Fig. 6
Relative rate of ferrite formation depending on the transformation temperature. K is the slope coefficient of lines representing the ferrite portion depending on the duration of the isothermal transformation.



Slika 7
Vpliv začetnega stanja avstenita in niobija na kinetiko transformacije. Koeficient v je podan z razmerjem naklonskih koeficientov K različnih začetnih stanj

Fig. 7
Influence of the initial state of austenite and niobium on the transformation kinetics. Coefficient v is given by the ratio of K slope coefficients of various initial states.

temperaturi pa ferit nastaja hitreje v stabiliziranem jeklu zaradi večjega vpliva izločkov. Če je jeklo deformirano po izločilnem ogrevanju, je hitrost nastajanja ferita manjša kot v le deformiranem jeklu do temperature premene 600°C, kjer je razmerje 1. Nato pa je rast ferita hitrejša v stabiliziranem jeklu. Ti odnosi so najbolj izraziti v krivulji, ki kaže razmerje med deformiranim stabiliziranim (DSA) in stabiliziranim deformiranim (SDA) jeklom.

3. Morfologija tvorbe ferita in perlita

Ferit začne nastajati v značilnih točkah mikrostrukture, po kristalnih tromejah in mejah, deformacijskih trakovih (lamelah), ob nekovinskih vključkih in končno tudi v notranjosti kristalinih zrn.

Pri višjih temperaturah transformacije raste ferit najprej vzdolž kristalnih mej in nato v notranjost zrn. V feritnih pasovih, ki se razraščajo okoli mej, se pogosto razloči stebrasta rast posa-

meznih feritnih zrn, ki je značilna za difuzijsko rast. V notranjosti zrn raste ferit koncentrično okoli nekovinskih vključkov. Pri nižjih temperaturah transformacije se pojavlja ferit v notranjosti kristalnih zrn tudi v igličasti obliki, ki je značilna za predbajnitno premeno (sl. 8 in 9).

Med rekristaliziranim, deformiranim in nedeformiranim jeklom ni razlike v morfologiji ferita, ne glede na stabilizirano in nestabilizirano stanje.

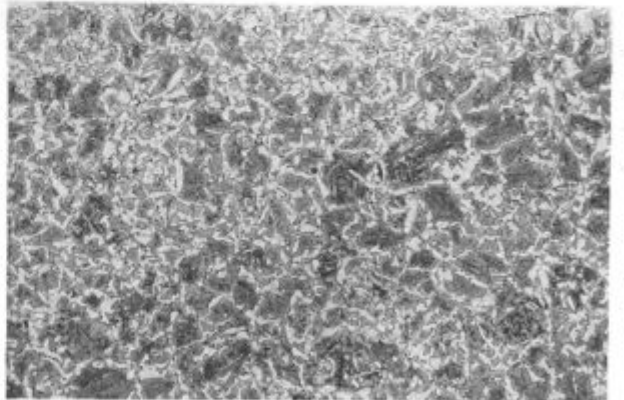
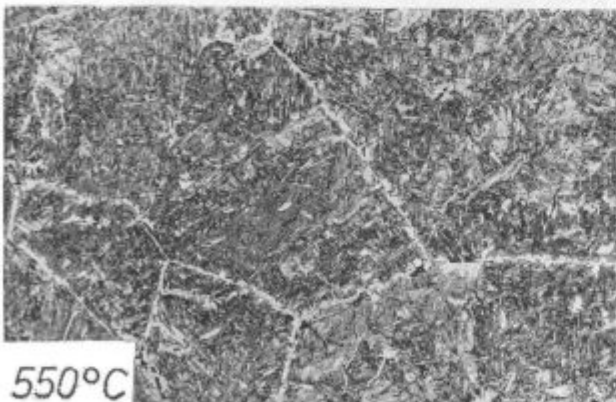
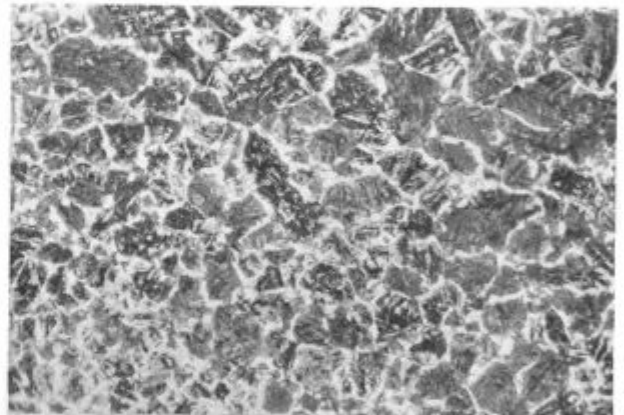
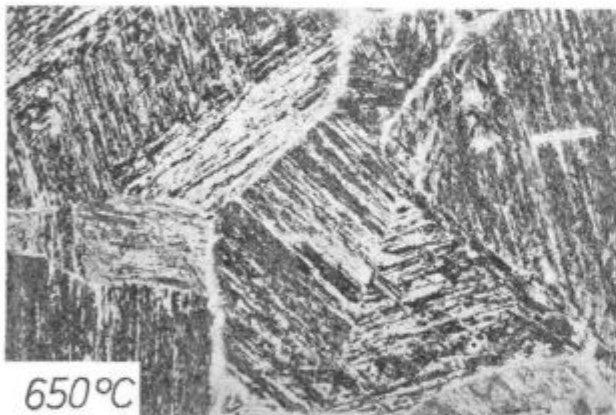
Tvorbe perlita ni mogoče tako točno spremljati kot tvorbo ferita, ker je njegovo nastajanje močno odvisno od nekontroliranega vpliva lokalnih parametrov, na primer nehomogenosti jekla. Velja pa, da se pojavlja perlit prej v stabiliziranem jeklu kot v nestabiliziranem, torej tam, kjer hitreje nastaja ferit. To je razumljivo, saj pride v takem jeklu hitreje do potrebne koncentracije ogljika v avstenitu, ki sproži premeno avstenita v perlit.

4. Tvorba niobijevega karbonitrida med izotermno transformacijo

O izločilnih pojavih smo sklepali le na osnovi meritev makrotrdote in po spremembi trdote zaradi izločilnega žarjenja jekla pri 600°C. Pri tej

temperaturi niobijev karbonitrid praktično ni topen v feritu in povzroči maksimalno izločilno utrditev jekla. Seveda pa poveča trdoto le niobij, ki je ostal po izotermni transformaciji v trdni raztopini v feritu.

Trdota pada, ko se nadaljuje izotermna transformacija, dokler raste količina ferita in se manjša delež bajnita in martenzita v mikrostrukturi. Nestabilizirano jeklo ima največjo trdoto in tudi največji pridobitek trdote po sekundarnem izločilnem ogrevanju. Absolutni pridobitek trdote je večji v jeklu, deformiranem pri 1200°C, kot v jeklu, deformiranem pri 900°C. Trdota se malo poveča pri sekundarnem izločilnem žarjenju jekla, ki je bilo deformirano pri 1200°C in stabilizirano pri 900°C, torej je v jeklu ostal po transformaciji relativno majhen del niobija v trdni raztopini. V jeklu, deformiranem pri 900°C, je pri stabilizaciji precipitiral skoraj ves niobij in jeklo se je po sekundarnem izločilnem žarjenju omehčalo zaradi popuščnih efektov v bajnitu in martenzitu (sl. 10). Pomembno je dejstvo, da se sekundarni pridobitek trdote hitreje zmanjša v deformiranem jeklu, torej je vezava niobija v izločke hitrejša v deformiranem kot v nedeformiranem jeklu.

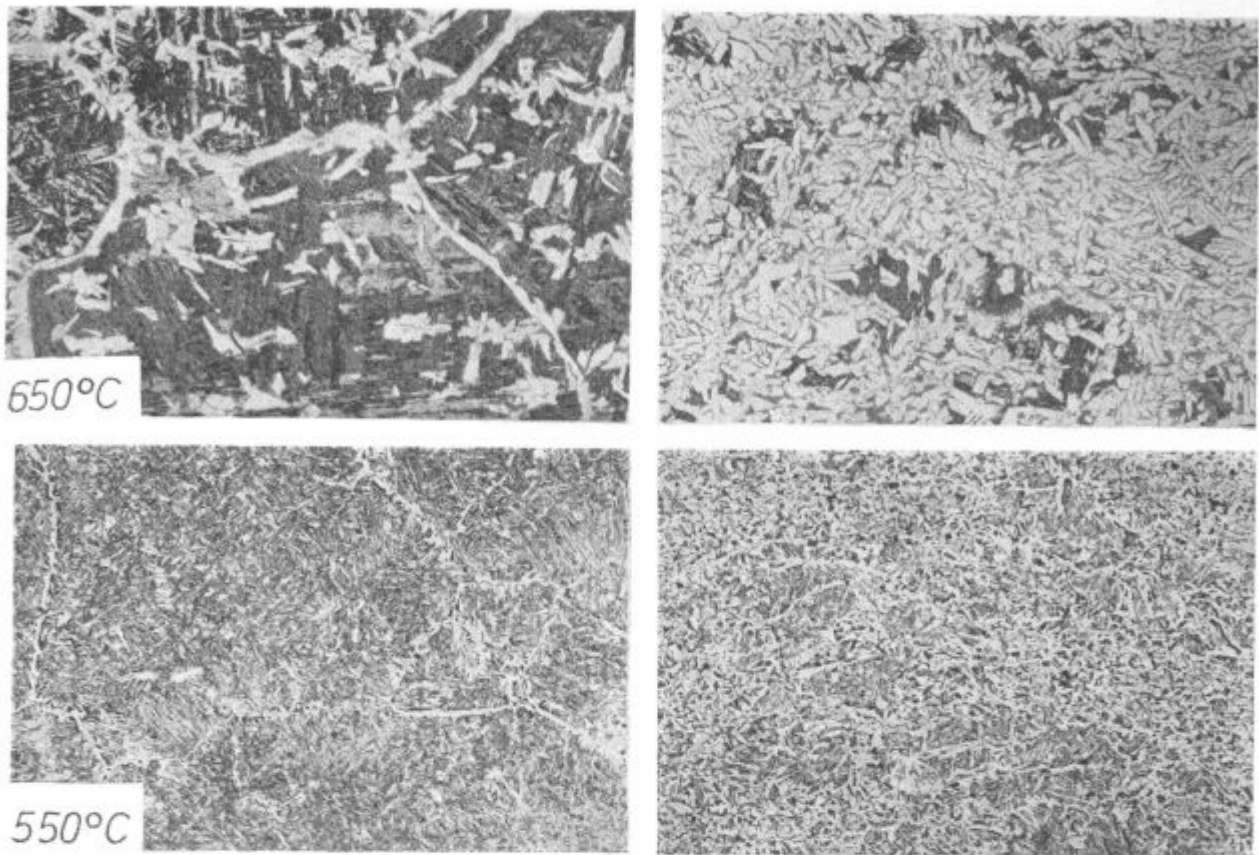


Slika 8

Mikrostruktura jekla po 5 min. pri različnih temperaturah transformacije. Začetno stanje je nedeformiran stabiliziran avstenit (NSA₁) — levo in stabiliziran rekristaliziran avstenit (RSA) — desno pov. 50 ×.

Fig. 8

Microstructure of steel after 5 min at various transformation temperatures. Initial state is undeformed stabilized austenite (NSA₁) — left, and stabilized recrystallized austenite (RSA) — right. Magn. 50 ×.

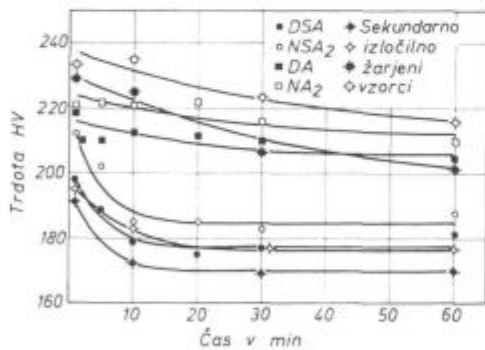


Slika 9

Mikrostruktura jekla po 5 min. pri različnih temperaturah transformacije. Začetno stanje je nedeformiran stabiliziran avstenit (NSA₂) — levo in deformiran stabiliziran avstenit (DSA) — desno (pov. 50 ×).

Fig. 9

Microstructure of steel after 5 min at various transformation temperatures. Initial state is undeformed stabilized austenite (NSA₂) — left, and deformed stabilized austenite (DSA) — right. Magn. 50 ×.



Slika 10

Trdota jekla v odvisnosti od časa izotermne transformacije pri 700° C pred in po sekundarnem izločilnem žarenju

Fig. 10

Hardness of steel depending on the time of isothermal transformation at 700° C before and after the secondary precipitation annealing.

Rezultati teh meritev kažejo, da prihaja v temperaturnem intervalu med 750 in 550° C pri izotermni spremeni do diskontinuirne precipitacije na mejni površini avstenit-ferit. Vse kaže, da v tem temperaturnem intervalu ni spontane precipita-

cije, ki bi jo lahko zaznali z meritvami trdote po sekundarnem izločilnem žarjenju. Do spontane precipitacije prihaja v avstenitu v temperaturnem intervalu med 950 in 750° C.

SKLEPI

S predpripravo vzorcev jekla Niobal 43 smo dosegli, da je bil niobij v avstenitu v začetku izotermne transformacije v trdni raztopini ali vezan v izloček niobijevega karbonitrida, avstenit pa je bil v rekristaliziranem, deformiranem in tudi nedeformiranem stanju.

Proces transformacije avstenita v ferit smo zasledovali v področju, kjer reakcijo regulira difuzija ogljika in je ta del premene mogoče opisati s parabolno odvisnostjo.

Iz kinetike tvorbe ferita pri različnih temperaturah in različnih stanjih avstenita smo ugotovili, da je hitrost tvorbe ferita večja, če je med spremeno niobij vezan v izločkih, kot če je v trdni raztopini. Pri isti obliki prisotnosti niobija je hitrost tvorbe ferita večja v deformiranem kot v re-

kristaliziranem avstenitu. Pri premeni nad temperaturo 600°C prevladuje vpliv deformacijskega stanja, pod to temperaturo pa vpliv načina vezave niobija.

Velik vpliv na kinetiko premene ima to, kdaj smo izvršili deformacijo. Transformacija poteka hitreje v jeklu, deformiranem pred stabilizacijskim žarjenjem, kot v jeklu, deformiranem po stabilizacijskem žarjenju. Deformacija pri 900°C pospešuje spontano precipitacijo karbonitridnih izločkov.

V temperaturnem intervalu med 550 in 750°C ter pri trajanju izotermne transformacije do 90 min. prihaja do razpada trdne raztopine le z diskontinuirno precipitacijo na transformacijski površini avstenit-ferit. Zaznavne spontane precipitacije niobijevega karbonitrida v avstenitu pred transformacijsko fronto nismo zasledili.

Literatura

1. I. L. Dillamore, R. F. Dewsnap in M. G. Frost: Metallurgical aspects of steel rolling technology, *Metals Technology*, jul.-aug., 1975, 294—302.
2. A. Le Bon, J. Rofes Vernis in C. Rossard: Recristallisation et precipitation provoquées par la deformation a chaud: cas d'un acier de construction eoustable au niobium, *Memoires Scientifiques Revue Metallurgie* 70, št. 7-8, 1973, 577—588.

3. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in M. Kmetič: Raziskava procesov deformacije, rekristalizacije in toplotne obdelave jekel z visoko mejo plastičnosti, *Poročilo MI*, Lj., št. 311/283, 1975.
4. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: Über die isotherme Austenit-Ferrit Umwandlung in Niob-Vanadium Baustähle, Härtereitechnische Mitteilungen 31, št. 4, 1976, 184—187.
5. M. Gabrovšek: Mikrolegirana finožrnata jekla za varjene konstrukcije, *Zelezarski zbornik* 6, 1972, 11—24.
6. R. Priestner: Origine de la ferrite a grains fins dans les aciers lamines sous controle, *Revue Metallurgie*, april, 1975, 285—295.
7. M. Tanino, K. Aoki: The precipitation behavior and strengthening effect of NbC during tempering and during continuous cooling, *Transactions ISIJ* 8, 1968, 337—345.
8. A. Constant, M. Grumbach in G. Sanz: Untersuchung der Austenitumwandlung und der Entstehung von Ausscheidungen in ausscheidungshärtbaren Stählen, *Härtereitechnische Mitteilungen* 26, 1971, 364—374.
9. J. Žvokelj: TTT diagrami finožrnatih jekel, *Poročilo MI*, Lj., št. 102, 1972.
10. M. Kmetič, F. Vodopivec in M. Gabrovšek: Raziskava izotermne premene deformiranega in rekristaliziranega avstenita v varivem jeklu legiranem z niobijem in aluminijem, *Poročilo MI*, Lj., št. 492, 1976.
11. J. Irvine in T. N. Baker: Effect of rolling deformation on niobium carbide particle size distribution in low carbon steel, *Metal Science*, marec-april, 1979, 229—237.
12. R. Coladas, J. Masounave, G. Guerin in J. P. Bailon: Austenite grain growth in medium and high carbon steels microalloyed with niobium, *Metal Science*, nov., 1977, 509—516.

ZUSAMMENFASSUNG

Durch die Probenvorbereitung des Stahles Niobal 43 ist erzielt worden, dass Niobium im Austenit, am Anfang der isothermischen Umwandlung, in der harten Lösung, oder gebunden, in den Ausscheidungen des Niobiumkarbonitrides gewesen ist, der Austenit aber war im rekristallisierten, deformierten und auch nichtdeformierten Zustand.

Der Prozess der Umwandlung des Austenites in Ferrit ist im Bereich verfolgt worden, wo die Reaktion durch die Kohlenstoffdiffusion reguliert wird, und wo dieser Teil der Umwandlung durch eine parabolische Abhängigkeit beschrieben werden kann.

Aus der Kinetik der Ferritbildung bei verschiedenen Temperaturen und verschiedenen Zuständen ist festgestellt worden, dass die Geschwindigkeit der Ferritbildung grösser ist, wenn während der Umwandlung Niobium in Ausscheidungen gebunden ist, als wenn er in harter Lösung ist. Wenn Niobium nur in einer Form anwesend ist, ist die Ferritbildung grösser im verformten, als im rekristallisierten Austenit.

Bei der Umwandlung über 600°C überwiegt der Einfluss des Verformungszustandes, und unter dieser Temperatur, der Einfluss der Bindungsart von Niobium.

Einen grossen Einfluss auf die Umwandlungskinetik hat die Zeit bei welcher die Verformung durchgeführt worden ist. Die Umwandlung verläuft schneller im Stahl, welcher vor der Stabilisationsglühung verformt worden ist, als in dem, wo die Verformung nach der Stabilisationsglühung durchgeführt wurde. Eine Verformung bei 900°C beschleunigt eine spontane Präzipitation der Karbonitridausscheidungen.

Im Temperaturintervall zwischen 550 und 750°C, und bei der Dauer der isothermischen Umwandlung bis 90 Min., kommt zum Zerfall der festen Lösung, nur durch eine diskontinuierliche Präzipitation auf der Umwandlungsfläche Austenit-Ferrit. Eine wahrnehmende und spontane Präzipitation des Niobiumkarbonitrides im Austenit vor der Umwandlungsfront konnte nicht ausfindig gemacht werden.

SUMMARY

Samples of the Niobal 43 steel were prepared in such a way that niobium in austenite at the beginning of isothermal transformation was either in solid solution or bound in precipitates of niobium carbonitride; austenite was as recrystallized, deformed or even undeformed.

Transformation process of austenite into ferrite was investigated in the region where the reaction is controlled by the carbon diffusion, and this part of transformation can be described by a parabolic relationship.

Kinetics of ferrite formation at various temperatures and various states of austenite revealed that the rate of ferrite formation is higher if niobium is bound into precipitates during the transformation that it is in solid solution. At the same form of niobium the formation rate is higher in the deformed than in the recrystallized austenite.

Transformation above 600° C is more influenced by the state of deformation while below that temperature the influence of the niobium form prevails.

Transformation kinetics are highly influenced by the conditions of deformation. Transformation is faster in steel deformed before the stabilisation annealing than that in steel deformed after it. Deformation at 900° C promotes spontaneous precipitation of carbonitride precipitates.

In the temperature range between 550 and 750° C and at the duration of isothermal transformation below 90 minutes the solid solution decomposes only by a discontinuous precipitation on the austenite/ferrite transformation interface. Perceptible spontaneous precipitation of niobium carbonitride in austenite before the transformation front was not found.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С предварительной подготовкой образцов стали марки Ниобал 43 установили, что в начале изотермической трансформации ниобий находится в аустените в форме твердого раствора, или же в соединении с выделениями карбонитрида ниобия, между тем как сам аустенит находится в рекристаллизованном, деформированном или же также в недеформированном состоянии.

За процессом деформации аустенита в феррит мы наблюдали в области, в которой реакцию регулирует диффузия углерода, и этот предел изменения можно описать с параболической зависимостью.

Из кинетики образования феррита при различных температурах и различных состояниях аустенита авторы установили, что быстрота образования феррита увеличена, если во время изменения ниобий в соединении с выделениями карбонитрида в сравнении, если он находится в твердом растворе. При одной и той

же форме наличия ниобия, быстрота образования феррита значительно выше в деформированном, чем в рекристаллизованном аустените. При изменении при температуре выше 600° преобладает влияние деформационного состояния, а под этой температурой — влияние вида соединения ниобия.

Большое влияние на кинетику изменения имеет период времени когда была выполнена деформация. Трансформация происходит быстрее в стали, которая была деформирована до, а не после стабилизированного отжига. Деформация при температуре 900° спонтанно ускоряет преципитацию выделений карбонитридов.

При температурном интервале между 550° и 750°, во время изотермической трансформации при длительности 90 мин. происходит разложение твердого раствора только при прерывной преципитации на трансформационной поверхности аустенит-феррит. Заметной спонтанной преципитации карбонитридов ниобия в аустените перед линией преобразования не замечали.

Bor v mikrolegiranem konstrukcijskem jeklu

UDK: 669.14.018.2: 539, 3/4: 669, 781
ASM/SLA: AY-n, Q 27a, Q 23b, Eg-J40



A. Kveder, F. Vodopivec

Vpliv bora na mehanske lastnosti standardnega mikrolegiranega jekla Niobal 43. Za primerjavo je bil raziskan tudi vpliv bora na lastnosti jekla Č. 0460, ki ni mikrolegirano. V valjanem stanju bor močno poveča mejo plastičnosti in natezno trdnost, posebno pri nizkih vsebnostih ogljika. Meja plastičnosti se še bolj poveča po žarjenju na 650° C. Nasprotno pa se po normalizaciji meja plastičnosti in natezna trdnost močno znižata, precej bolj kot pri jeklih, ki ne vsebujejo bora. Slaba stran jekel z borom pa je nizka žilavost.

A. UVOD

Značilnosti mikrolegiranih jekel¹, ki jih uporabljamo za gradbene konstrukcije, so visoka meja plastičnosti, natezna trdnost, žilavost in dobra varivost. Dobre mehanske lastnosti dosežemo z dodajanjem majhnih količin elementov, ki s tvorjenjem karbonitridov povzročajo dva utrjevalna procesa, afinacijo feritnih kristalnih zrn in izločevalno utrditev. Drobni karbonitridni izločki v feritu povečujejo napetost, ki je potrebna za premik dislokacij. Drobna kristalna zrna povzročijo tudi boljše žilavost. Ker zaradi omenjenih utrditev lahko zmanjšamo količino ogljika v jeklu — celo mnogo pod 0,1 % — se izboljša tudi varivost jekel. Ta maloperlitna ali brezperlitna jekla so ena od najvažnejših modernih zvrsti teh visokotrdnih jekel.

Najpomembnejši mikrolegirni elementi so Nb, V in Ti, možne pa so še kombinacije s Cu, Cr, Ni in Mo, pri katerih dosežemo še boljše mehanske lastnosti.

Bor se kot dodatek jeklom za poboljšanje uporablja že zelo dolgo. Njegov vpliv na kalilnost jekel je znan, čeprav v novejšem času še razpravljajo o bistvu in načinu tega vpliva. Dodajanje bora se je razširilo tudi na druga jekla, npr. jekla za hladno preoblikovanje in na razne specialne zlitine.

Nekaj raziskav o vplivu bora na lastnosti jekel lahko najdemo tudi pri nas^{2,3,4,5}. Osvojeni in v proizvodnji sta tudi dve jekli za vijake MBA 20 in KVB 30 (Železarna Jesenice).

O vplivu bora na lastnosti mikrolegiranih visokotrdnih gradbenih jekel v literaturi ni dosegljivih podatkov. Nekaj podatkov o prijavljenih patentih v SZ in na Japonskem pa pove, da se z dodajanjem bora tem jeklom ukvarjajo tudi drugje.

B. EKSPERIMENTALNI DEL

1. Zasnova raziskav

Namen raziskave je bil, ugotoviti vpliv bora na lastnosti visokotrdnega jekla Niobal 43, mikrolegiranega z niobijem. Za primerjavo smo preiskali tudi navadno konstrukcijsko jeklo Č. 0460. Pri teh jeklih je razen mehanskih lastnosti najpomembnejša še dobra varivost, ta pa je najbolj odvisna od ogljikovega ekvivalenta. Tega smo računali po enačbi:

$$C_{\text{ekv}} = \% C + \frac{\% Mn}{6}$$

(Drugi elementi nismo upoštevali, ker jih nismo dodajali, v vložku za taljenje pa jih je bilo zelo malo). Naslednji namen raziskave je bil torej ugotoviti, če lahko z dodatkom bora zmanjšamo ogljikov ekvivalent in s tem izboljšamo varivost.

2. Izdelava talin in kemične sestave

Jekla smo talili v SF indukcijski peči in jih ulivali v približno 18-kilogramske bloke. Osnovne sestave naj bi bile:

Č. 0460	0,3 % Si 0,45 % Mn
Č. 0460 B	isto, z dodatkom B
Niobal 43	0,4 % Si 1,5 % Mn 0,03 % Nb
Niobal 43 B	isto, z dodatkom B

Različne taline istega jekla pa naj bi imele različne količine ogljika. Bor smo dodajali z zlitino ferobor, ki vsebuje 19 % B. Ker se pri industrijskem legiranju dodaja zlitina BATS 2, ki razen 2 % B vsebuje še 30 % Ti in se pri tem dobi v jeklu okoli 0,04 % Ti, smo dodajali še toliko FeTi, da smo dobili približno enako količino Ti v jeklu. Titan je potreben zaradi vezave dušika, ki sicer

Dr. A. Kveder, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Dr. F. Vodopivec, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Tabela 1: Kemične sestave

Oznaka	Jeklo	C	C _{ekv}	Si	Mn	Nb	B ₁	B _{net}	Ti	Al ₁
1		0,08	0,142	0,31	0,37					0,002
2	Č. 0460	0,12	0,177	0,40	0,34					0,028
3		0,16	0,243	0,33	0,50					0,067
4	Č. 0460 B	0,07	0,140	0,34	0,42		0,006	0,0008	0,047	0,045
5		0,11	0,168	0,28	0,35		0,0026	0,0005	0,053	0,027
6		0,14	0,202	0,25	0,37		0,006	0,0010	0,043	0,027
7		0,16	0,242	0,36	0,49		0,003	0,0020	0,036	0,075
8	Niobal 43	0,11	0,377	0,47	1,60	0,042				0,11
9		0,13	0,392	0,47	1,57	0,050				0,049
10		0,14	0,395	0,44	1,53	0,028				0,059
11		0,18	0,442	0,46	1,57	0,061				0,063
12	Niobal 43 B	0,042	0,249	0,37	1,24	0,053	0,0096	0,0025	0,036	0,024
13		0,07	0,288	0,37	1,31	0,016	0,0035	0,0030	0,023	0,002
14		0,08	0,342	0,44	1,57	0,058	0,0017	0,0014	0,036	0,079
15		0,11	0,368	0,47	1,55	0,063	0,0031	0,0043	0,045	0,11
16		0,115	0,382	0,48	1,60	0,062	0,0014	0,0014	0,039	0,066
17		0,15	0,420	0,46	1,62	0,062	0,006	0,0002	0,054	0,085
18		0,19	0,420	0,45	1,38	0,033	0,0036	0,0008	0,058	0,086

zmanjšuje učinkovitost bora. Kemične sestave talin in ogljikovi ekvivalenti so v tabeli 1. Fosforja je v vseh talinah okoli 0,008 %, žvepla pa 0,024 %.

3. Predelava in toplotna obdelava

Bloke, katerih teža je bila 18 kg, smo predkovali na ploščate slabe z debelino 50 mm in jih razpolovili na dva dela. En del smo po valjanju preizkušali v valjanem stanju, drugi del pa v normaliziranem. Valjali smo na eksperimentalnem ogrodju na trak s končno debelino 14 mm in širino 110 mm. Začetna temperatura je bila 1240° C, končna pa 940° C.

Razen enakemu deformacijskemu režimu pri vseh slabih smo posebno pozornost posvetili začetni in končni temperaturi valjanja. Razlike so bile tako majhne, da ne morejo vplivati na rezultate preiskav.

Eno polovico trakov vsake taline smo preizkušali v valjanem stanju, drugo smo normalizirali, in sicer

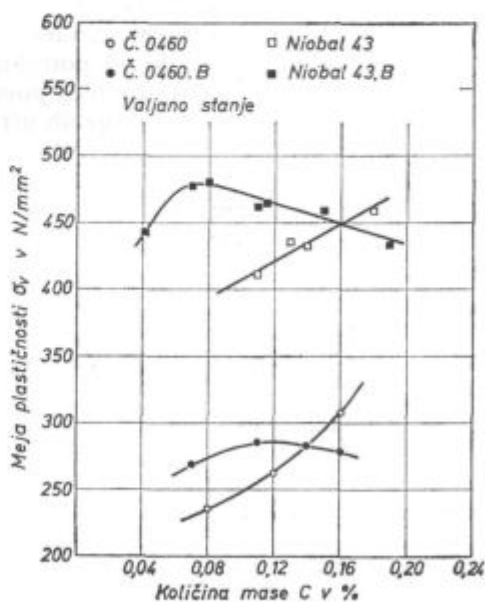
taline z do 0,11 % C 920°/zrak
 taline z nad 0,11 % C 900°/zrak

4. Mehanski preizkusi

Preizkušance za natezni preizkus smo izdelali v vzdolžni smeri. Zaradi dokaj slabe površine smo debelino stanjšali od 14 na 12 mm. Mere so ustrezale predpisom za kratke proporcionalne preizkušance. Žilavostni preizkušanci so bili odvzeti prečno na smer valjanja. Zareza je bila ISO-V.

Rezultati, ki bodo prikazani v odvisnosti od količine ogljika, so razvidni iz diagramov, katerih opis sledi.

a) **Valjana stanja:** Lastnosti v teh stanjih so v odvisnosti od % C prikazani v diagramih na slikah 1 do 4.



Slika 1
 Meje plastičnosti jekel v valjanem stanju v odvisnosti od količine ogljika

Fig. 1
 Yields points of the as rolled steel depending on the carbon content.

Slika 1: Jeklo Č. 0460 B ima do okoli 0,14 % C višjo mejo plastičnosti kot isto jeklo brez bora. Nad to količino C pa je vpliv obraten; meja plastičnosti se znižuje. Podoben, vendar bolj izrazit, je ta vpliv B pri jeklu Niobal 43 B v primerjavi z istim jeklom brez B (Niobal 43). Najvišja meja plastičnosti je pri okoli 0,08 % C, z manj ali več ogljika pa se znižuje. To jeklo z B doseže mejo plastičnosti 475 N/mm² pri 0,08 % C, jeklo brez B pa enako vrednost pri 0,20 % C, ali, za mejo plastičnosti 440 N/mm² pri jeklu z B, ki vsebuje 0,042 % C, je pri jeklu brez B potrebno 0,15 % C. Če to izrazimo z ogljikovim ekvivalentom, je stanje tako:

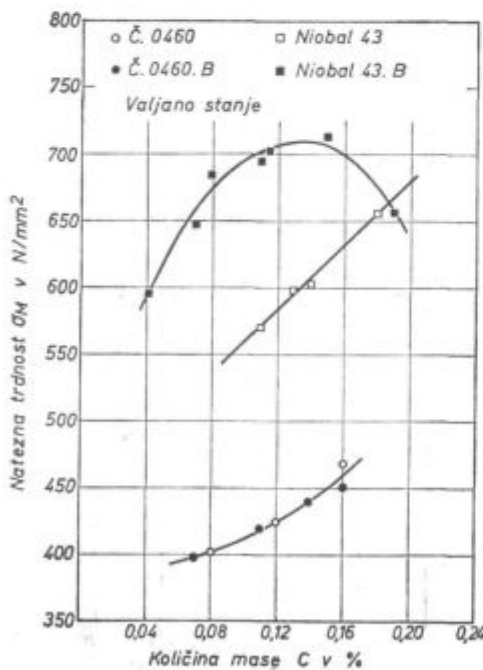
— mejo plastičnosti 475 N/mm² doseže jeklo z B pri $C_{ekv} = 0,342\%$, jeklo brez B pa pri $C_{ekv} = 0,46\%$, ali

— mejo plastičnosti 440 N/mm² doseže jeklo z B pri $C_{ekv} = 0,25\%$, jeklo brez B pa pri $C_{ekv} = 0,41\%$.

Močan vpliv bora pa se kaže le do določene količine ogljika, in sicer do okoli $C = 0,08\%$, nato pa se njegova učinkovitost zmanjšuje. Vendar pa se zniža meja plastičnosti borovega jekla na enako vrednost kot pri jeklu brez bora šele pri 0,16 % C.

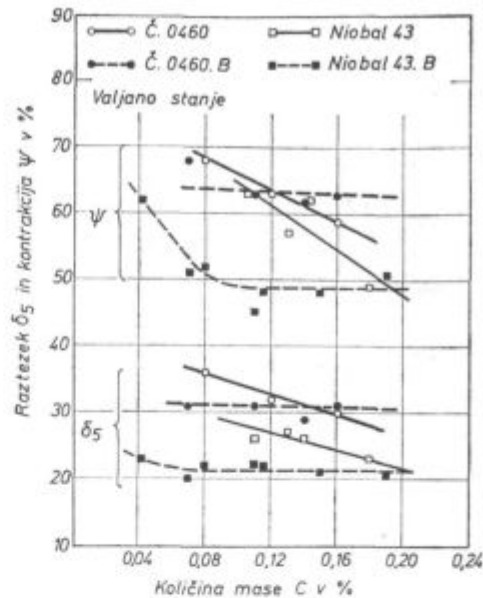
Podobne razmere kot pri jeklu Niobal 43 je opaziti tudi pri jeklu Č. 0460 in Č. 0460 B, vendar je pri tem jeklu bor mnogo manj učinkovit.

Slika 2: Na natezno trdnost jekla Č. 0460 bor nima vpliva. Pri jeklu Niobal 43 B pa je ta vpliv



Slika 2
Natezne trdnosti jekel v valjanem stanju v odvisnosti od količine ogljika

Fig. 2
Tensile strengths of the as rolled steel depending on the carbon content.



Slika 3
Raztezki in kontrakcije jekel v valjanem stanju v odvisnosti od količine ogljika

Fig. 3
Elongations and contractions of the as rolled steel depending on the carbon content.

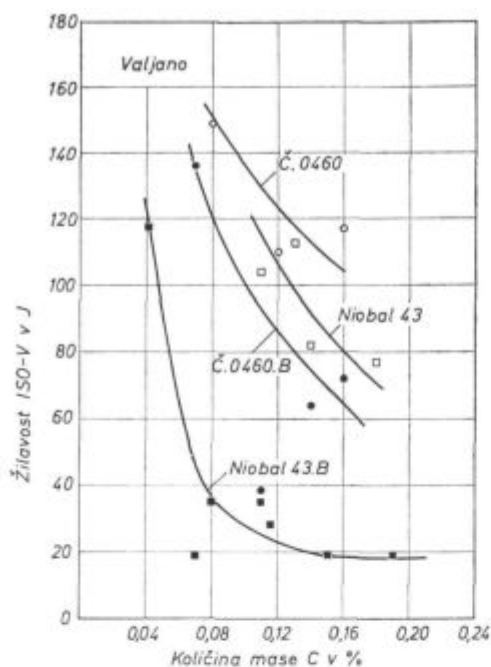
zelo močan, trdnost poveča za okoli 125 N/mm². Največji vpliv doseže pri okoli 0,14 % C, pri višjem C pa se trdnost znižuje do vrednosti, ki jih ima jeklo brez bora Niobal 43.

Slika 3: Raztezek in kontrakcija pri jeklih brez bora (Č. 0460 in Niobal 43) imata v odvisnosti od C normalen potek — z več ogljika se obe lastnosti slabšata. Pri obeh jeklih z borom pa sta tako raztezek kot kontrakcija od 0,07 do 0,20 % C konstantna. Le talina jekla Niobal 43 B z 0,042 % C ima obe lastnosti precej boljši.

Slika 4 kaže, da bor v obeh vrstah jekel poslabša žilavost, kar je posebno očitno pri jeklu Niobal 43 B. Le talina 12, ki vsebuje zelo malo ogljika (0,042 % C), ima zelo dobro žilavost, kljub temu da vsebuje sorazmerno veliko bora. Vprašanje, ali gre za neposreden vpliv bora, npr. zaradi izločanja po kristalnih mejah, ali za njegov vpliv na strukturo, bomo obravnavali v naslednjih poglavjih. Videz preloma je pri večini talin delno ali povsem kristaliničen; pri talinah brez bora Č. 0460 in Niobal 43 do 70 %, pri talinah Č. 0460 B od 70 do 90 %, pri talinah Niobal 43 B pa so vsi prelomi, razen pri talini 12 (35 %), popolnoma kristalinični.

b) **Normalizirana stanja:** V naslednjih diagramih so prikazane iste odvisnosti kot prej v valjanem stanju.

Slika 5: Pri jeklih Č. 0460 B je meja plastičnosti po normalizaciji nižja kot pri jeklih Č. 0460. Se jasnejši je vpliv pri jeklih Niobal 43 in Niobal 43 B. Pri jeklu brez bora se po normalizaciji zniža meja plastičnosti za povprečno 25 N/mm², kar je iz

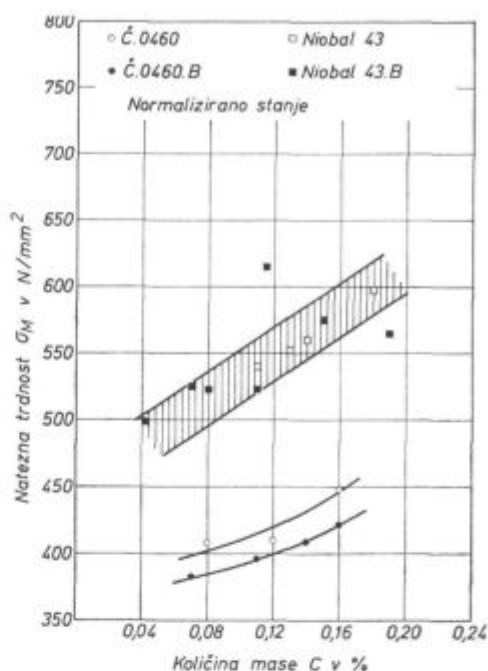


Slika 4

Žilavost jekel v valjanem stanju v odvisnosti od količine ogljika

Fig. 4

Toughness of the as rolled steel depending on the carbon content.



Slika 6

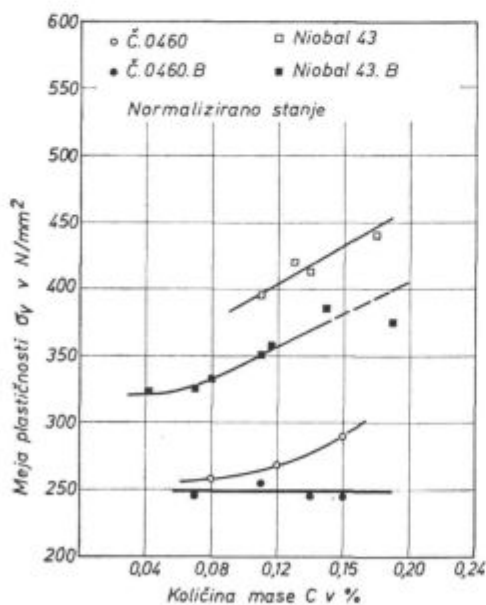
Natezne trdnosti jekel v normaliziranem stanju v odvisnosti od količine ogljika

Fig. 6

Tensile strengths of the as normalized steel depending on the carbon content.

strokovne literature znan pojav. Pri tem jeklu z borom pa je sprememba proti valjanemu stanju zelo velika. Meja plastičnosti se z normalizacijo zniža za 50 do 150 N/mm², manj pri višjem ogljiku, več pri nižjem. V tem primeru bor celo izniči ves

vpliv niobija, saj se meje plastičnosti znižajo do vrednosti, ki so bile normalne za staro vrsto visokotrdnega jekla St 52 (Č 52).

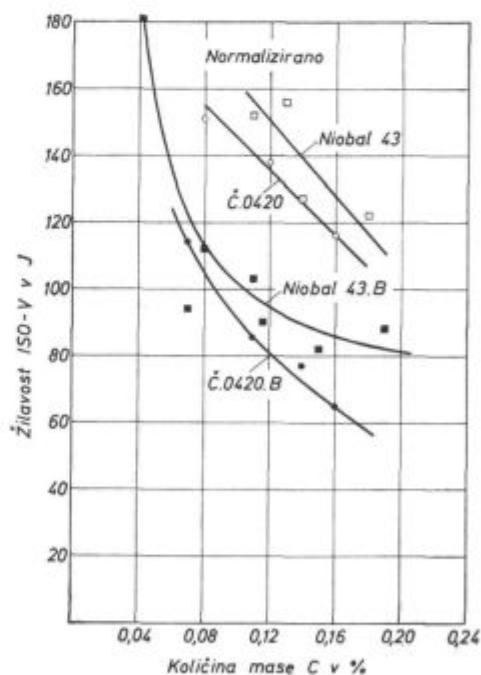


Slika 5

Meje plastičnosti jekel v normaliziranem stanju v odvisnosti od količine ogljika

Fig. 5

Yield points of the as normalized steel depending on the carbon content.



Slika 7

Žilavost jekel v normaliziranem stanju v odvisnosti od količine ogljika

Fig. 7

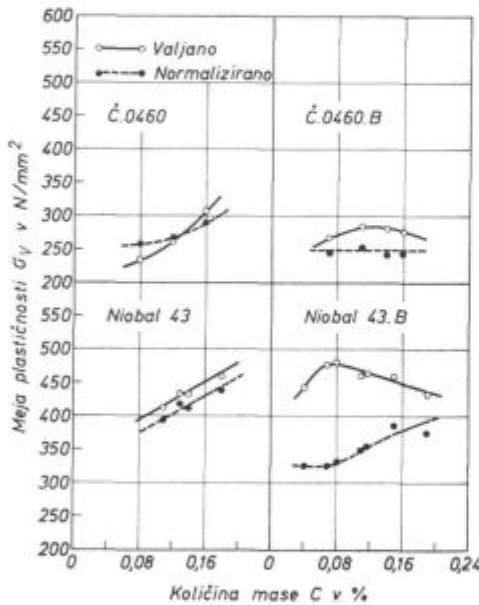
Toughness of the as normalized steel depending on the carbon content.

Slika 6: Pri natezni trdnosti je stanje podobno — učinek bora se ne kaže več, trdnosti se znižajo do enakih vrednosti, kot jih ima jeklo brez B (Niobal 43) ali celo nižje (jeklo Č.0460).

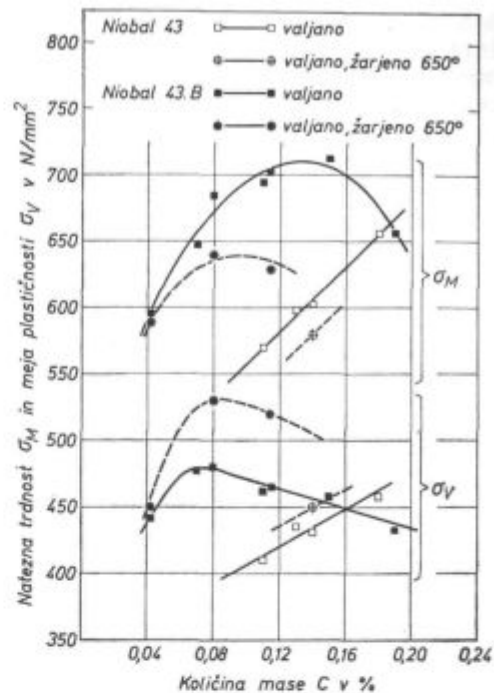
Slika 7: Žilavost obeh jekel z borom se v normaliziranem stanju bistveno izboljša, vendar je še vedno nižja kot pri variantah brez bora. Kristaliničnost prelomov ni bistveno manjša kot v valjanem stanju, razen pri jeklih Niobal 43, ki so se lomila žilavo, z izjemno taline 8, ki ima 25 % kristaliničnega preloma.

Na sliki 8 je prikazana primerjava mej plastičnosti med valjanim in normaliziranim stanjem.

c) **Žarjena stanja:** Iz doslej opisanega sledi, da bor, posebno v mikrolegiranem jeklu Niobal 43 B, zelo poveča trdnostne lastnosti v valjanem stanju, normalizacija pa te prednosti popolnoma izniči. Problematično pri jeklih z borom pa je močno poslabšanje žilavosti. Zato smo preizkusili tudi žarjenje pod A_c1 točko, to je na $650^{\circ}C$. Rezultate za meje plastičnosti in natezne trdnosti prikazuje



Slika 8
Primerjave mej plastičnosti za valjano in normalizirano stanje
Fig. 8
Comparison of yield points for the rolled and normalized steel.



Slika 9
Meje plastičnosti in natezne trdnosti jekel v valjanem stanju in po žarjenju na $650^{\circ}C$
Fig. 9
Yield points and tensile strengths of the as rolled steel after $650^{\circ}C$ annealing.

slika 9, in sicer s primerjavo obeh stanj, valjano in valjano/žarjeno na $650^{\circ}C$.

Žarjenje zmanjša natezno trdnost pri Niobalu 43 za $25 N/mm^2$, pri Niobalih 43 B pa različno — pri jeklu z $0,042\% C$ le minimalno, pri jeklu z $0,115\% C$ pa za $75 N/mm^2$. Nasprotno je z mejo plastičnosti, pri Niobalu 43 se poveča za okoli $15 N/mm^2$, pri Niobalih 43 B pa zopet različno — pri tistem z $0,042\% C$ za $10 N/mm^2$, pri drugih dveh talinah z $0,08$ in $0,115\% C$ pa za celih $50 N/mm^2$.

Raztezki, kontrakcije in žilavosti za preizkuse v valjanem stanju in po žarjenju na $650^{\circ}C$ so navedene v tabeli 2. Kot je razvidno, so se raztezki in kontrakcije dovolj očitno izboljšali v primerjavi z valjanim stanjem. Žilavost Niobala 43 (talina 10) se je v primerjavi z valjanim stanjem močno izboljšala. Pri talini 12 (Niobal 43 B z najnižjim

Tabela 2: Lastnosti plastičnosti v valjanem stanju (V) in po žarjenju na $650^{\circ}C$ (Z)

Talina	Jeklo	% C	Raztezek %		Kontrakcija %		Žilavost %	
			V	Z	V	Z	V	Z
10	Niobal 43	0,14	26	30	62	71	82	150, 128
12	Niobal 43 B	0,042	23	26	62	66	118	82, 68
14	Niobal 43 B	0,08	22	24	52	71	35	82, 57
16	Niobal 43 B	0,115	22	26	48	66	28	93, 50

ogljikom) se je žilavost nekoliko poslabšala. Pri naslednjih dveh talinah Niobala 43 B z več ogljika, ki sta imeli v valjanem stanju zelo slabo žilavost, pa se je ta občutno izboljšala. Kljub dokaj dobri žilavosti pri vseh treh talinah Niobala 43 B pa je opazna nenormalno velika razlika med paralelkama in zanimivo je še, da so vsi videzi lomov 95 do 100-odstotno kristalinični. Pri talini 10 Niobal 43 pa ima vzorec s 150 J popolnoma žilav prelom, vzorec z 128 J pa delno žilav (75 %) in delno krhek kristaliničen (25 %) prelom.

6. Metalografija

Strukture jekel Č. 0460 in Č. 0460 B so feritno-perlitne, v normaliziranem stanju so zrna nekoliko drobnejša kot v valjanem stanju. Jekla z borom imajo nepoligonalno izoblikovana zrna.

Jekla Niobal 43 imajo v valjanem stanju mešano strukturo ferita, perlita, prehodne strukture (bainita) in s sledmi martenzita. V normaliziranem stanju pa postanejo strukture zelo drobnozrnate. Toda, kot smo ugotovili pri mehanskih preiskavah, se meja plastičnosti in natezna trdnost po normalizaciji kljub temu nekoliko znižata.

Za strukture jekel Niobal 43 B v valjanem stanju so značilne prehodne strukture z več ali manj martenzita (verjetno okoli 5 do 10 %). REM posnetek take strukture je prikazan na sliki 10 (talina 15). V talinah z več ogljika se začeta poleg prehodne strukture vedno bolj izrazito pojavljati tudi ferit in perlit. To je v skladu z mehanskimi



Slika 10

REM posnetek strukture jekla Niobal 43 B, talina 15. F = ferit, B = bainit, M = martenzit. Povečanje 5000 ×.

Fig. 10

SEM picture of Niobal 43. B steel structure, Melt 15. F — ferrite, B — bainite, M — martensite. Magnification 5000 ×.

preiskavami, pri katerih smo ugotovili, da meja plastičnosti narašča do okoli 0,08 %, pri večjih količinah ogljika pa se znižuje (slika 1).

V normaliziranem stanju so strukture tega jekla nepoligonalnih oblik zelo drobnozrnate in imajo več ali manj perlita.

V jeklih z borom Č. 0460 B in Niobal 43 B smo opazili verige vključkov, ki dovolj jasno označujejo deformirana avstenitna zrna (sliki 11 in 12). Z mikroanalizatorjem smo v teh vključkih registrirali bor, zato menimo, da so to boridni izločki. Po podatkih iz literature se začno pod 1000° C izločati iz avstenita, če ohlajevanje ni dovolj naglo.

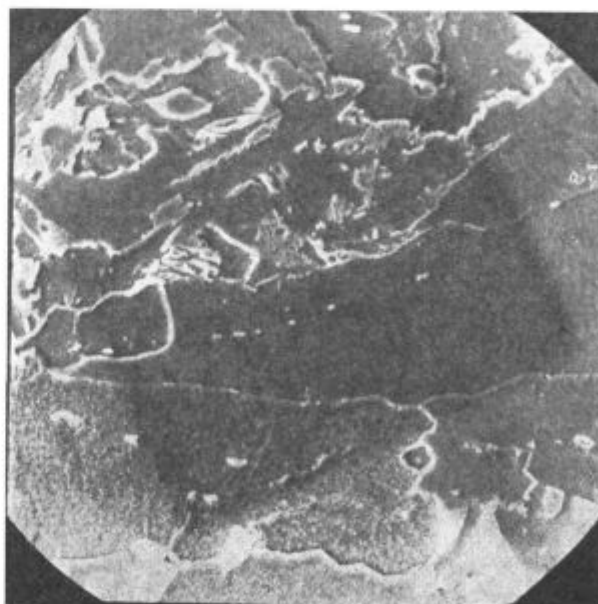


Slika 11

Verige izločkov borovih spojin po mejah avstenitnih kristalnih zrn. Povečanje 500 ×.

Fig. 11

Chains of boron compound precipitates on the boundaries of austenite grains. Magnification 500 ×.



Slika 12

REM posnetek izločkov borovih spojin po mejah avstenitnih kristalnih zrn. Povečanje 2000 ×.

Fig. 12

SEM picture of boron compound precipitates on the boundaries of austenite grains. Magnification 2000 ×.

Oblika tako zaznamovanih avstenitnih zrn tudi dokazuje, da jekla z borom po zadnjih deformacijah niso rekristalizirala. Iz drugih raziskav⁷ je znano, da se pri vročem valjanju rekristalizacija ne pojavlja več pod 950°C pri jeklih, mikrolegiranih z Nb, in pod 840°C pri jeklu Č.0460. Ker smo pri tej raziskavi vsa valjanja končali pri 940°C, lahko sklepamo, da bor zavira rekristalizacijo po vročem deformiranju.

8. Razprava o rezultatih

Vrsta rezultatov preiskav kaže na dokaj velik vpliv bora na lastnosti nizkoogljivega mikrolegiranega jekla Niobal 43. (Vpliv B na lastnosti jekla Č.0460 ni velik, zato to jeklo izpuščamo iz obravnave.)

Bor zelo poviša mejo plastičnosti in trdnost jekla v valjanem stanju. Gotovo je, da pri tem ne gre za efekt afinacije kristalnih zrn, temveč za kalilno in izločevalno utrditev. Dokaz za to je pretežni delež prehodnih struktur in martenzita, posebno v jeklih, ki imajo zelo malo ogljika. Pri jeklih z več kot 0,11 % C se v strukturi začne pojavljati tudi perlit in povišanje meje plastičnosti in trdnosti postaja vedno manj izrazito. Vendar je zelo verjetno, da gre tudi za določen interakcijski izločevalni učinek bora in niobija. Zarjenje na 650°C popusti kalilne strukture, vendar pa se zaradi istočasnega dodatnega izločevanja meja plastičnosti še poveča, manj pri jeklih brez bora, bolj pri jeklih z borom. Nejasno pa ostaja, zakaj normalizacija uniči ne le učinek bora, temveč tudi niobija in dobimo lastnosti, kot jih ima jeklo brez mikrolegiranja. Gotovo gre spet za poseben učinek bora, kajti pri jeklih brez bora se po normalizaciji zniža meja plastičnosti sorazmerno malo. To bi lahko pomenilo, da bor vpliva na koagulacijo izločkov, da ti nimajo več nobenega vpliva.

Problematičen pa je vpliv bora na žilavost jekla. Ta se močno zniža, prelomi postanejo popolnoma krhki. To znižanje žilavosti lahko le delno pripišemo kalilnim strukturam, kajti tudi po normalizaciji je žilavost še vedno precej nižja od žilavosti jekel brez bora. Vpliv borovih izločkov po kristalnih mejah tudi ne more biti odločilen, ker nismo opazili niti enega interkristalnega preloma. Bolj verjetno je, da slabo žilavost povzročajo drobni izločki v notranjosti kristalnih zrn, ki pa jih z našimi metodami metalografije nismo zaznali. Kljub vsemu pa žilavost borovih jekel, žarjenih po valjanju na 650°C, le ni tako slaba z ozirom na mejo plastičnosti, ki segajo tudi do 525 N/mm². Žilavost je v mejah 50 do 90 J (približno 60 do 110 J/cm²). Za raztezke in kontrakcije pa lahko celo rečemo, da so zelo dobre.

Menimo, da so rezultati dovolj interesantni in da opravičujejo nadaljne raziskave borovih jekel. Pojavlja se še vrsta zanimivih vprašanj: kako vpliva količina bora, dodatek vanadija (znano je,

da se bor lahko veže v V-karbonitrid) in drugih elementov, dodatek cirkonija ali cera za izboljšanje žilavosti, kakšen je vpliv končne temperature valjanja, vpliv načina ohlajevanja in podobno.

C. SKLEPI

Naloga raziskave je bila ugotoviti vpliv bora na lastnosti nizkoogljivih jekel. Za osnovo smo vzeli dve jekli: Č.0460 in Niobal 43, vsako od teh v dveh variantah: z borom in brez njega. Skupno smo izdelali 18 talin, ker smo vsako vrsto jekla naredili z več različnimi količinami ogljika. Sklepi raziskave so naslednji:

1. Bor v jeklih, ki so v valjanem stanju, močno poveča mejo plastičnosti in trdnost, bolj pri jeklu Niobal 43 kot pri jeklu Č.0460 in bolj pri nizkih kot visokih ogljikih v jeklu.

2. Raztezek in kontrakcija se pri borovih jeklih nekoliko znižata, vendar ne pod kritično mejo. Žilavost se v valjanem stanju močno poslabša, razen pri jeklu z zelo malo ogljika (0,042 %).

3. V normaliziranem stanju se pri jeklih z borom meja plastičnosti in trdnost močno znižata, celo mnogo pod vrednosti, ki jih imajo istovrstna jekla brez bora.

4. Zarjenje jekel Niobal 43 in Niobal 43 B na 650°C poveča mejo plastičnosti, pri jeklu Niobal 43 za okoli 15 N/mm², pri jeklih Niobal 43 B pa od 10 N/mm² (0,042 % C) do 50 N/mm² (0,08 % in več C). Obenem se občutno izboljša žilavost borovih jekel, je pa še vedno nižja kot pri jeklih brez bora.

5. V strukturah jekel z borom smo opazili izločke po mejah deformiranih avstenitnih zrn. Jekla z borom pri zadnjih deformacijah niso rekristalizirala. Z elektronskim analizatorjem smo nesporno ugotovili, da so izločki borove spojine.

Literatura

1. M. Gabrovšek: Mikrolegirana finoizrnatna jekla za varjene konstrukcije, *Železarski zbornik*, leto 6, št.1, 1972, str. 11–24.
2. A. Kveder, J. Zvokelj: Bor v jeklih za poboljšanje, *Poročilo Metalurškega inštituta Ljubljana*, št. 594, maj 1968.
3. T. Lavrič: Določevanje B v jeklu, *Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani*, maj 1968.
4. J. Zvokelj, A. Razinger: Bor v jeklih za masivno preoblikovanje v hladnem, *Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani*, št. 367/442, december 1976.
5. A. Razinger: Tehnologija izdelave in predelave jekel, legiranih z borom, *Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani*, št. 569, september 1978.
6. S. R. Keown, F. B. Pickering: Some Aspects of the Occurrence of Boron in alloy Steels, *Metal Science*, julij 1977, str. 225–234.
7. F. Vodopivec, M. Gabrovšek: Istraživanje rastvaranja i precipitacije niobijevog karbonitrida u nizkoogljivom Mn-C čeliku i njegovog uticaja na transformaciju i rekristalizaciju austenita, *Jugoslovenski simpozium o metalurgiji*, *Zbornik radova*, Beograd 1978, str. 9–22.

ZUSAMMENFASSUNG

Zweck der Untersuchung war den Einfluss von Bor auf die Eigenschaften eines hochfesten mit Niobium mikrolegierten Stahles, Niobal 43, festzustellen. Zum Vergleich ist auch ein gewöhnlicher Konstruktionsstahl, C 0460, untersucht worden.

Der Stahl ist in Hochfrequenzöfen erzeugt und in 18 kg Blöcke vergossen worden. Die untersuchende Stahlsorten waren:

C. 0460, C. 0460 B (borlegiert), Niobal 43, Niobal 43 (borlegiert). Von jeder Stahlsorte sind mehrere Varianten mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt erzeugt worden.

Die Blöcke sind bis zu 50 mm Dicke geschmiedet worden, in der Querrichtung zerteilt, und in Bänder von 14 mm Dicke warmgewalzt worden. Die Walzanfangstemperatur war 1240°C und die Walzendtemperatur war 940°C. Das Band aus der ersten Hälfte eines jeden Blockes ist in warmgewalzten Zustand, und aus der zweiten Blockhälfte, im normalisierten Zustand untersucht worden.

Die Untersuchungen der mechanischen und anderer Eigenschaften ergaben folgende Ergebnisse:

— Bor in warmgewalzten Stählen vergrößert stark die Festigkeit und die Streckgrenze, und das mehr beim Stahl Niobal 43 wie beim Stahl C. 0460, und mehr bei kleinerem als grösserem Kohlenstoffgehalt im Stahl.

— Die Dehnung und die Einschnürung werden bei borlegierten Stählen etwas kleiner, fallen jedoch nicht unter die kritische Grenze. Die Kerbschlagzähigkeit wird im warmgewalzten Zustand stark vermindert, mit der Ausnahme des sehr niedriggekohlten Stahles (0.042 % C).

— Im normalisierten Zustand wird die Streckgrenze und die Festigkeit bei den borlegierten Stählen stark vermindert, sogar stark unter die Werte, welche für die gleichartigen Stähle ohne Bor charakteristisch sind.

— Nach dem Glühen der Stähle Niobal 43 und Niobal 43 B wird die Streckgrenze noch grösser als im warmgewalzten Zustand. Beim Stahl mit 0.042 % C erreicht sie 450 N/mm², und beim Stahl mit 0.08 % C, 530 N/mm². Zugleich wird die Kerbschlagzähigkeit erheblich verbessert, ist aber immer noch niedriger, als beim Stahl ohne Borgehalt.

— Im Gefüge der Borlegierten Stähle können an den Grenzen der deformierten Austenitkörner Ausscheidungen beobachtet werden. Die Rekristallisation ist bei borlegierten Stählen nach der letzten Verformung nicht eingetreten. Mit dem Elektronenanalysator ist eindeutig festgestellt worden, dass die Ausscheidungen Borverbindungen sind.

SUMMARY

The investigation has intention to determine the influence of boron on the properties of high-strength Niobal 43 steel, microalloyed with niobium. For comparison the ordinary C. 0460 structural steel was investigated.

Steel was manufactured in the induction furnace and cast into 18 kg ingots. The investigated steels were: C. 0460, C. 0460.B (boron alloyed), Niobal 43, and Niobal 43.B (boron alloyed). Each steel was prepared in several variants with various carbon contents.

Ingots were forged to 50 mm, halved transversally, and hot rolled into 14 mm thick strips. The initial rolling temperature was 1240°C, and the final one 940°C. The strips of the first half of each ingot were tested as rolled, the strips of the second half as normalized. Investigations of mechanical and other properties gave the following results:

— boron in the as rolled steel highly increases the yield point and the tensile strength, more in Niobal 43 steel than in C. 0460 steel, and more at low carbon contents than at high ones.

— elongation and contraction are slightly reduced in boron steel but not below the critical point. Toughness in the as rolled steel is much lower but in a very low carbon steel (0.042 % C).

— in normalized state yield point and tensile strength in boron steel are highly reduced even below the value for the same steel without boron.

— after annealing the Niobal 43 and Niobal 43.B steel, the yield point is even higher than in the rolled state. It is 450 N/mm² in steel with 0.042 % C, and 530 N/mm² in steel with 0.08 % C.

Simultaneously the toughness is perceptibly improved but it is still below the value for steel without boron.

— structure of boron steel reveals precipitates on the boundaries of deformed austenitic grains. Boron steel at the final deformation is not recrystallized. Electron micro-analyzer undoubtedly proved that precipitates are the boron compounds.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Цель исследования состояла в определении влияния бора на свойства высокопрочной стали марки Niobal 43, микросплавной с ниобием, причем для сравнения испытаны также обыкновенную конструкционную сталь марки.

Сталь приготовили в индукционной печи и отливали в слитки веса 18 кг. Отлиты следующие марки: C. 0460, C. 0460.B (с бором), Niobal 43, Niobal 43.B (с бором). От каждой марки упомянутых сталей изготовили несколько разновидностей с различным содержанием углерода.

Слитки, кованные на толщину 50 мм и разрезанные пополам в поперечном направлении, развальцовали в горячем состоянии на полосы толщиной 14 мм. Начальная температура прокатки составляла 1240°, а конечная — 940°. Полосы из первой половины каждого слитка испытаны в катаном состоянии, а из второй половины — в нормализованном.

При исследовании механических и прочих свойств, приведенных сталей получили следующие результаты:

— легирующий элемент бор в катаных сталях резко увеличивает предел пластичности и сопротивление разрыву, выра-

также сильнее при незначительном в сравнении с большим содержанием углерода в стали.

— Удлинение и сужение сталей, легированных с бором слегка уменьшено но не ниже критической точки. В катаных сталях, с исключенным сортов с очень низким содержанием углерода (0.042 % C) вязкость резко уменьшается.

— При сталях, легированных с бором в нормализованном состоянии резко уменьшено сопротивление разрыву и предел пластичности даже глубоко под значением, которое имеют эти стали без содержания бора.

— После отжига сталей марок Niobal 43 и Niobal 43.B их предел пластичности имеет более положительные результаты чем в катаном состоянии, нпр. при стали с 0.042 % C доходит до 450^н/мм², а при стали с 0.08 % C даже до 530^н/мм². Одновременно заметно улучшается вязкость, хотя, полученные значения все еще ниже чем при сталях без содержания бора.

— При структурном анализе сталей микросплавных с бором обнаружены на границах деформированных аустенитных зерен выделения, которые представляют собой соединения бора; это подтверждено также с анализом при помощи электронного анализатора.

Sintetično talilo za jeklarsko tehnologijo

UDK: 669.187.25:621.365.22

ASM/SLA: D5b, D5bd, Dnn, W 185

Vasilij Prešern

Opisani so poskusi uporabe sintetičnih talil za nadomeščanje jedavca pri izdelavi jekel v električnih obločnih pečeh.

V prvem delu so prikazani rezultati uporabe različnih talil v fazi odfosforenja in oksidacije, v drugem delu pa v fazi rafinacije.

Uspešnost posameznega talila smo ugotavljali s pomočjo kemične analize žindre in jekla, mineraloške analize žindre in različnih tehnoloških podatkov.

A. UVOD

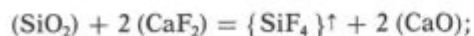
Jeklo je pri izdelavi v električnih obločnih pečeh stalno v stiku z žlindro, ki nastaja iz namerno in nenamerno dodanih surovin v peč. Manj vsebuje žlindra tudi produkte različnih reakcij raztopljenih elementov v jeklu ter komponente iz ognjevzdržne obloge električnih obločnih peči.

Ena od osnovnih in najvažnejših komponent žindre je CaO. Dobra topnost in predvsem aktivnost tega CaO v žindri pa je osnovna naloga bazičnih metalurških žlinder, ki jih uporabljamo v bazičnih električnih obločnih pečeh, v SM-pečeh, v konvertorjih, itd. Da dosežemo zadosti hitro raztapljanje apna v žindri in zadostno aktivnost, oziroma reaktivnost tega apna, dodajamo žindri različna talila in pri večini današnjih jeklarskih postopkov se kot talilo uporablja jedavec.

Kljub vsestransko dokazani in preizkušeni uporabnosti jedavca pa poizkušajo najti v svetu zamenjavo, oziroma nadomestilo za jedavec. Za to sta predvsem dva najvažnejša razloga:

— primeren jedavec imajo le nekatere države in predvidevajo, da bo njegova cena še naraščala,

— pri uporabi jedavca kot talila pride do tvorbe fluoridov — n. pr. SiF₄ po reakciji:



fluoridi so v plinastem stanju izredno strupeni, oziroma zdravju škodljivi.

Dr. V. Prešern, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu



Osnovni cilj naših raziskav je bil, da ugotovimo sestavo primerne sintetičnega talila, ki bi zamenjal sedaj uporabljeni jedavec. Novo talilo mora nadomestiti jedavec v vseh metalurških, ekoloških in ekonomskih pogledih. Zato smo pri izbiri primernih surovin za izdelavo takega talila skušali uporabiti čim cenejše in lahko razpoložljive komponente, pri čemer smo preizkusili možnost uporabe različnih odpadnih (sekundarnih) surovin.

Primernost, oziroma uporabnost sintetičnega talila smo določali z meritvami različnih fizikalnih in kemičnih lastnosti — to je dosežene stopnje razžveplanja z uporabo posameznih talil, ocenitvijo tekočnosti, oziroma viskoznosti in temperature tališča.

B. SESTAVA SINTETIČNIH TALIL

Poznano je, da se lahko n. pr. žindre, sistema CaO-SiO₂, pri delovni temperaturi 1870 K nasitijo le s kalcijevim ortosilikatom (2 CaO · SiO₂) in da vsako dodajanje apna v tako žindro ne omogoča povečanje aktivnosti CaO. Reaktivnost in topnost apna v teh žindrah se lahko poveča samo s povečanjem delovne temperature.

Iz trokomponentnih faznih sistemov CaO-SiO₂-CaF₂, CaO-SiO₂-Al₂O₃ in CaO-SiO₂-FeO(Fe₂O₃) pa lahko ugotovimo, da komponente CaF₂, Al₂O₃ in FeO omogočajo nasičenje žinder s CaO že pri temperaturah 1870 K. Omenjene komponente CaF₂, Al₂O₃ in FeO delujejo namreč kot talila, ki povzročajo predvsem nižjo temperaturo tališča različnih žlinder na osnovi CaO-SiO₂. S pravilno izbrano sestavo žlinder se da doseči pri temperaturah 1870 K nasičenje ne le z 2 CaO · SiO₂ ali 3 CaO · SiO₂, temveč tudi s čistim CaO.

Z gledišča ionske sestave metalurških žlinder je delovanje CaF₂ kot talila zelo ugodno. Le-ta namreč disociira na enostavne ione Ca²⁺ in F⁻, ki ne tvorijo velikih kompleksnih skupin. Zato je dodajanje CaF₂ v žindre pozitivno tudi glede zmanjšanja viskoznosti žlinder.

Naša naloga je bila najti primerno talilo kot nadomestek za CaF₂ (jedavec). O vplivu Al₂O₃ in

FeO (Fe_2O_3) na povečanje raztapljanja CaO v žlindrah smo že govorili, slabše pa se Al_2O_3 in FeO obnašata, če zasledujemo njuno vgrajevanje v zgradbo žlinder, oziroma njun vpliv na viskoznost žlinder. Elementa Al in Fe smatramo namreč za amfoterna, to je, da se v kislih žlindrah pojavljata samo v kationski obliki Al^{3+} , Fe^{2+} — v elektropečnih visokobazičnih žlindrah pa se pojavljata v kompleksnih oblikah — npr. AlO_3^{3-} . Vpliv takšnih skupin pa ovira gibanje prostih ionov, kar se pozna pri viskoznosti žlinder.

Zato smo poskušali ugotoviti sestavo talila namesto jedavca, ki bi bilo sestavljeno iz več komponent. Na ta način bi že samo talilo imelo nizko temperaturo tališča in dobro tekočnost, njegova aplikacija pri dodajanju v osnovne elektropečne žlindre pa naj bi predvsem vplivala na povečano možnost raztapljanja apna in s tem predvsem na reakcije odfosforenja in odprave žvepla.

Da bi lahko ugotovili najugodnejšo sestavo sintetičnega talila namesto jedavca, smo v laboratorijskih pogojih preizkusili več po sestavi različnih talil. Najprimernejša talila v pogledu doseženega razžveplanja, odfosforenja in temperature tališča, so talila z oznakami T-7, T-13, T-15 in T-16. Ker pa je bila naša naloga, da ugotovimo možnosti nadomeščanja uporabe jedavca v industrijskih električnih obločnih pečeh za izdelavo jekla, smo izdelali večje količine predlaganih talil in jih preizkusili v stvarni jeklarski praksi.

Ena od zahtev, ki smo jo morali upoštevati pri izdelavi talil, je bil ekonomski dejavnik. Zato smo uporabili cenene (ali odpadne) surovine:

CaO — kot ostanek (drobna frakcija pod 1 mm) pri mletju kosovnega apna

FeO — v obliki odpadne valjarniške škaže

Al_2O_3 — v obliki prežarjenega boksita

CaF_2 — (v talilih ga je maksimalno 20 %)

C. INDUSTRIJSKI POSKUSI

Industrijske poskuse za ugotavljanje uporabnosti posameznih talil smo razdelili v dva dela. V prvem delu smo nadomeščali jedavec v fazi odfosforenja in oksidacije, v drugem delu pa smo opisali preizkušanje talila v fazi rafinacije.

1. Nadomeščanje jedavca v fazi odfosforenja in oksidacije

Industrijske poskuse smo opravili na 10- in 25-tonski električni obločni peči. Skupno smo izdelali 25 poskusnih talin, in sicer:

7 talin s talilom z oznako T-7

7 talin s talilom z oznako T-13

5 talin s talilom z oznako T-15

6 talin s talilom z oznako T-16

Vse taline smo izdelali po obstoječi tehnologiji, le da smo namesto jedavca dodajali sintetična talila. Količine dodatka teh talil nismo predpisali in smo jih dodajali v peč na žlindro po potrebi (vizualna ocena videza žlindre).

Prve količine talil smo dodali po raztalitvi vložka, ko smo želeli, da prične sama odtekati prva žlindra.

Prvi vzorec žlindre in jekla smo vzeli po raztalitvi celotnega vložka, drugi vzorec žlindre pred pričetkom oksidacije, tretji vzorec žlindre pa pred vlekom (odstranitvijo) oksidacijske žlindre. Drugi vzorec jekla pa smo vzeli po končani oksidaciji s plinastim kisikom.

Povprečne vsebnosti žvepla in fosforja v vzorcih jekla ter doseženo stopnjo razžveplanja in odfosforenja s posameznimi vrstami sintetičnih talil ter količina porabljenega talila so vidne iz tabele.

V trokomponentnem sistemu $\text{CaO-SiO}_2\text{-FeO}_n$ smo prikazali sestavo žlinder pri uporabi vseh štirih vrst sintetičnih talil.

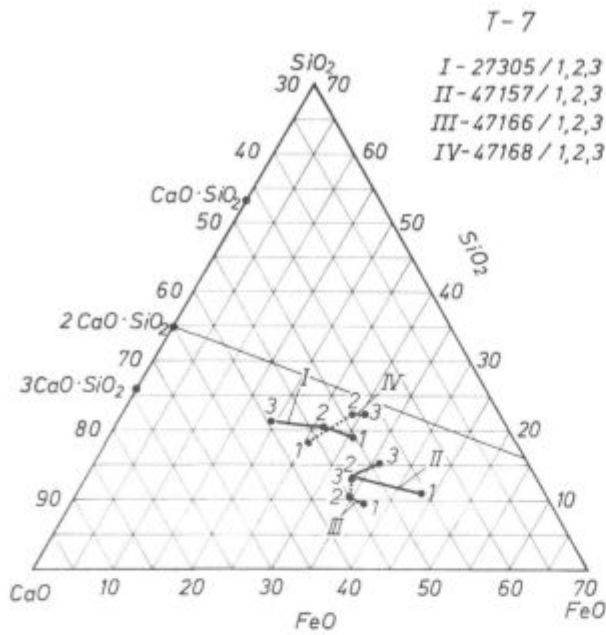
V tem trokomponentnem sistemu smo iz kemične analize žlindre preračunali CaO, SiO_2 in FeO_n , v katerem je zajet FeO in Fe_2O_3 v žlindri, na 100 % in narisali diagrame, ki so na slikah 1, 2, 3 in 4.

Žlindre smo analizirali samo v času oksidacije. Na vsakem diagramu je navedena številka taline in oznaka uporabljenega talila. Številke za oklepajem pri posameznih talinah pa pomenijo, kdaj smo vzeli vzorec posamezne žlindre.

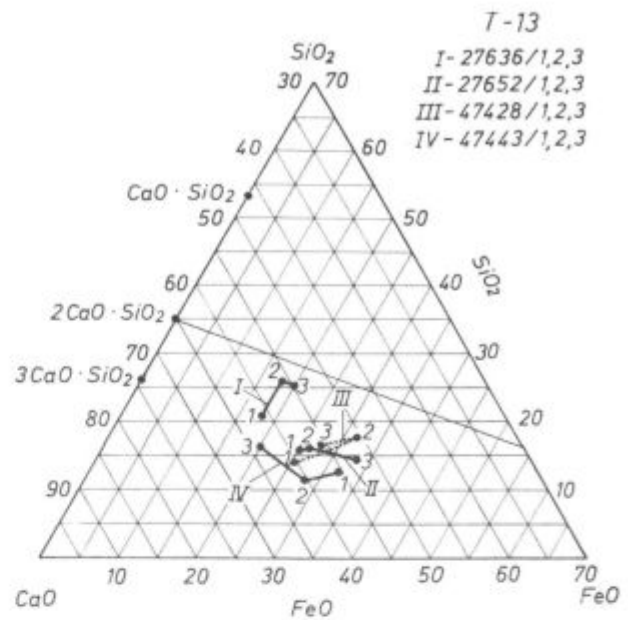
Tak način predstavitve sestave žlindre, ki nastaja med procesom proizvodnje jekla, je sicer zelo poenostavljen, toda vseeno nam ponazori sestavo žlindre, ki je nad talino.

Sestava žlinder pri uporabi talil T-7 in T-16 se pri pregledu strukture strjenih žlinder razli-

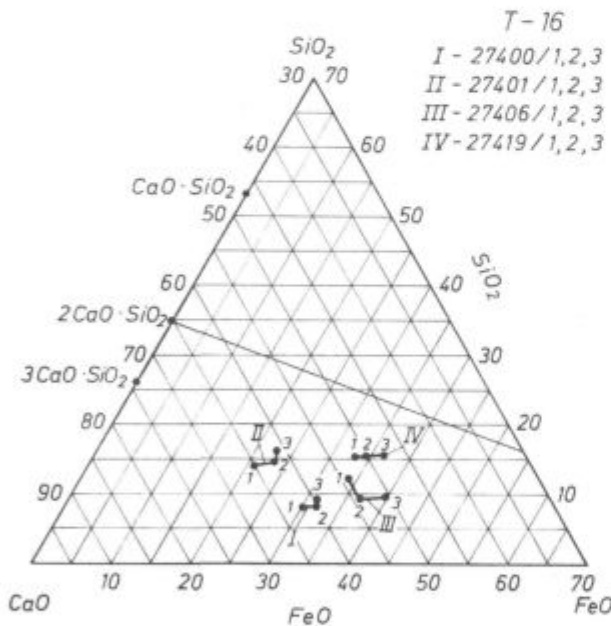
Talilo	Poraba talila (kg/t)	1. vzorec		2. vzorec		$\frac{S_1 - S_2}{S_1} \cdot 100$ (%)	$\frac{P_1 - P_2}{P_1} \cdot 100$ (%)
		% S	% P	% S	% P		
T-7	3,82	0,037	0,038	0,030	0,022	19	14
T-16	4,43	0,037	0,036	0,032	0,023	14,5	36
T-15	4,34	0,048	0,033	0,038	0,018	19,5	47
T-13	5,14	0,041	0,032	0,034	0,015	16	53



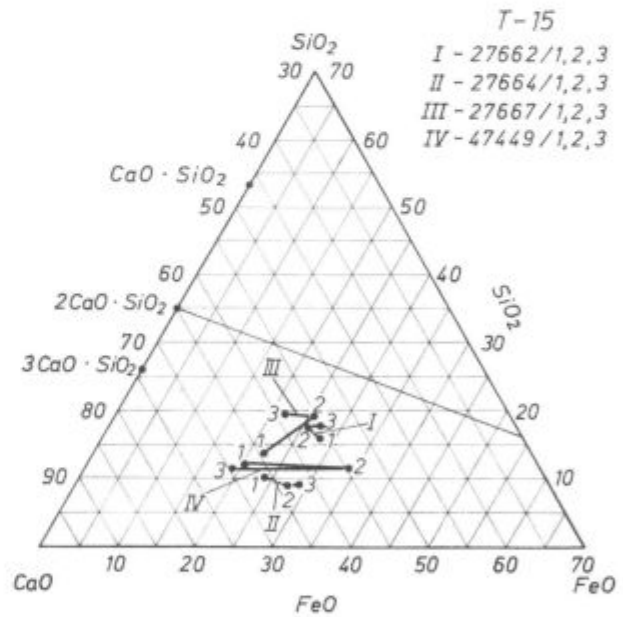
Slika 1
Spreminjanje sestave žlindre pri uporabi talila T-7
Fig. 1
Variation of slag composition in applying T-7 flux.



Slika 3
Spreminjanje sestave žlindre pri uporabi talila T-13
Fig. 3
Variation of slag composition in applying T-13 flux.



Slika 2
Spreminjanje sestave žlindre pri uporabi talila T-16
Fig. 2
Variation of slag composition in applying T-16 flux.



Slika 4
Spreminjanje sestave žlindre pri uporabi talila T-15
Fig. 4
Variation of slag composition in applying T-15 flux.

kuje od onih pri uporabi talil T-13 in T-15. V glavnem so žlindre pri uporabi talil T-7 in T-16 sestavljene iz dikalcijevega silikata $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ in Wüstita FeO , in nekaj zmesnih kristalov $2\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ in $2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, oziroma kot pišemo $4\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$. V žlindrah torej ni samo Fe^{2+} , temveč tudi Fe^{3+} .

V žlindrah pri uporabi talil T-13 in T-15 pa najdemo ob $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ in $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ še tudi prosto apno. Značilno za take žlindre je, da so bolj aktivne, in to zlasti pri odfosforenju in razžveplanju.

Značilno za ta talila in zato tudi žlindre je, da vsebujejo minimalno vsebnost CaF_2 . Ta CaF_2 pa

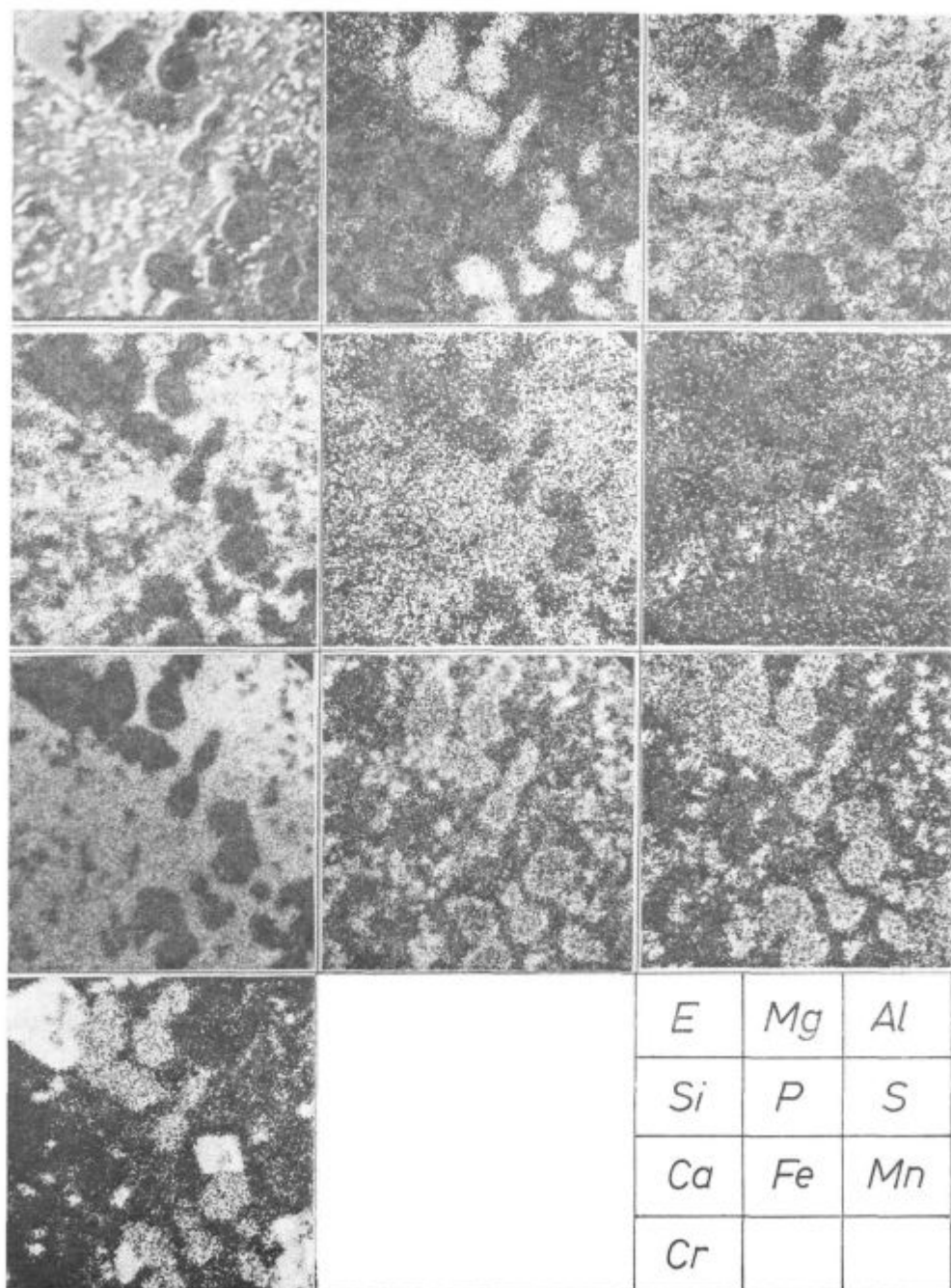
povzroča še boljšo tekočnost žlindre, čeprav so po sestavi že v področju CaO, toda v resnici so nekje na fazni meji med področjem izločanja CaO in $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$.

V omenjenih trokomponentnih sistemih nismo upoštevali MgO, ki nastopa v žlindrah kot prost periklas kot ostanek ognjevarnega gradiva.

Preizkušanje talil v fazi odfosforenja in oksidacije je pokazalo, da je najbolj primerno talilo

z oznako T-13 in zato smo izdelali temeljitejšo analizo uporabe tega talila.

Uporabo, oziroma uspešnost talila z oznako T-13 smo preizkusili pri izdelavi 7 talin. Izdelana so bila nizkolegirana jekla s končno vsebnostjo ogljika od 0,14 do 0,60 %. Na podlagi doseženih rezultatov domnevamo, da je bilo preizkušano talilo dobro, ker so doseženi rezultati v pogledu zmanjšanja vsebnosti žvepla (povprečno razžvep-



Slika 5
Sestava talilne žlindre v talini 47443

Fig. 5
Composition of the smelting slag in the 47443 heat.

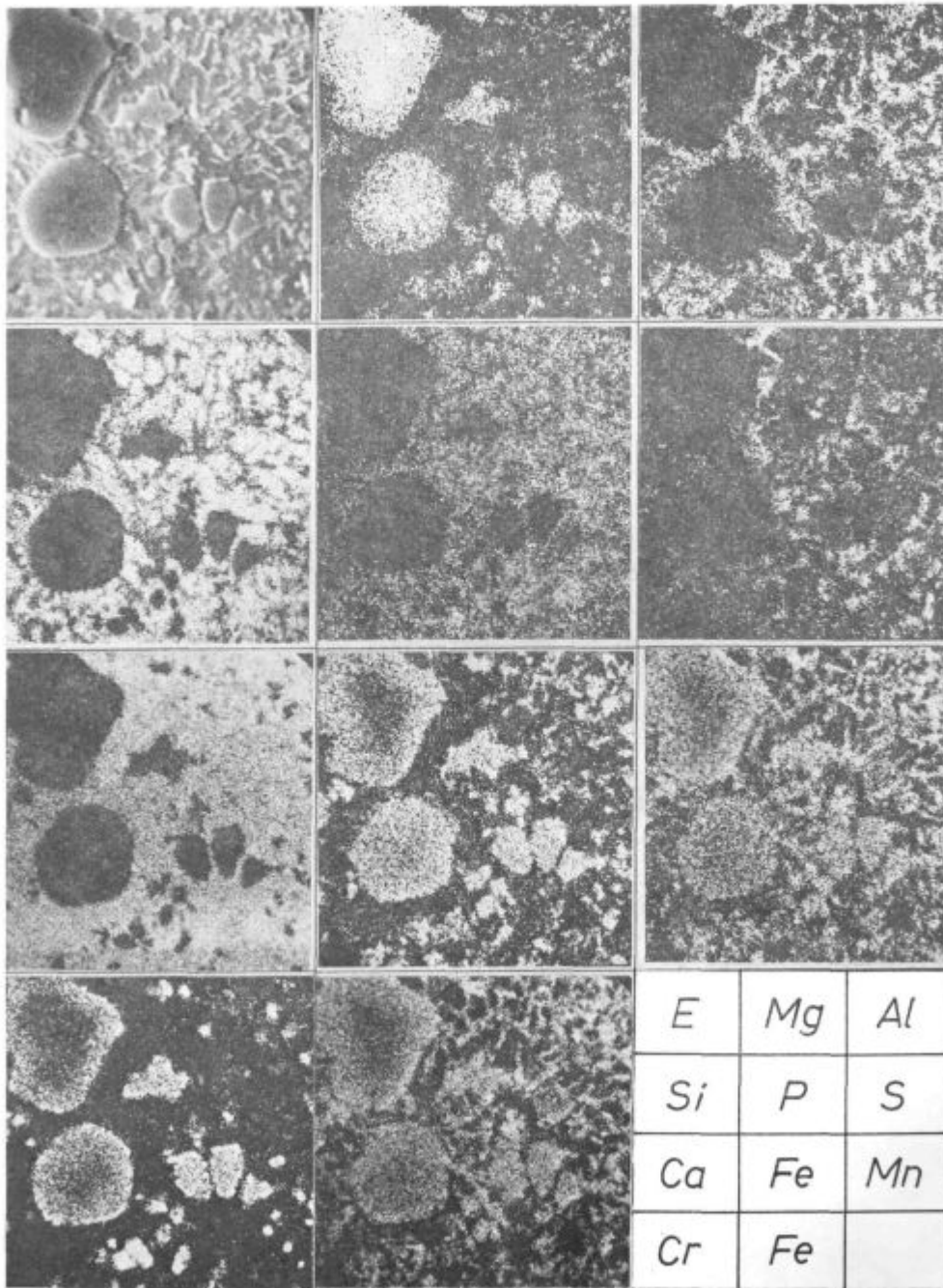
lanje do konca oksidacije je bilo 16 %) in fosforja (povprečno zmanjšanje vsebnosti fosforja je bilo 53 %) dobri. Tudi količina uporabljenega talila v primerjavi z običajno prakso z uporabo jedavca kot talila je bila v mejah normalnosti.

Za boljšo predstavbo poteka izdelave taline z uporabo talila T-13 bomo v nadaljevanju podrobneje opisali izdelavo taline 47443 (Č. 4830).

Ta talina vsebuje okoli 0,8 % kroma in je zato večja tudi vsebnost Cr_2O_3 v žlindri.

Znano pa je, da vsebnost Cr_2O_3 močno gosti žlindro. Ob raztalitvi je bila vsebnost Cr_2O_3 v žlindri 5,4 %, vendar smo že z majhno količino dodanega talila (okoli 1,5 kg/t) žlindro močno razredčili in je bila zato žlindra zelo reaktivna (vsebnost fosforja v prvem vzorcu jekla je bila le 0,018 %, žvepla pa 0,030 %). Sestavo te žlindre na mikroanalizatorju prikazuje slika 5.

Nova žlindra je bila izdelana z dodatki apna, apnenca, rude in talila T-13. Vsebnost Cr_2O_3 v dru-



Slika 6
Sestava druge žlindre v talini 47443

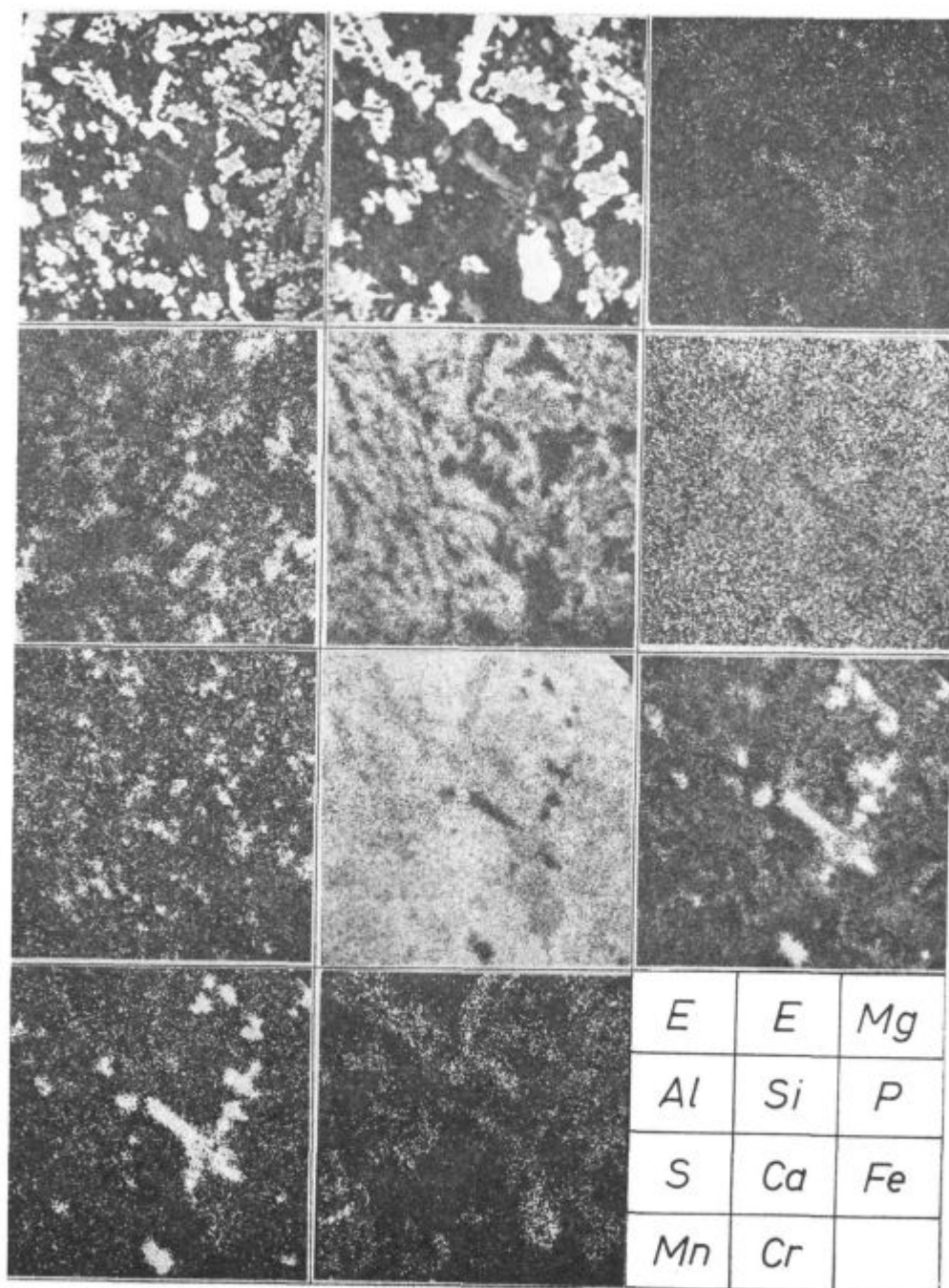
Fig. 6
Composition of the second slag in the 47443 heat.

gem vzorcu žindre je bila več kot 8 % (slika 6), pa vendar je bila reaktivnost, oziroma tekočnost žindre zadovoljiva. Tudi analiza tretjega vzorca žindre je pokazala vsebnost kromovega oksida (slika 7), vendar je izkuhanje potekalo normalno.

Mineraloška analiza žinder te taline je pokazala vsebnost tudi trikalcijevega silikata ob dikalcijevem silikatu in wüstitu ter $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$. Sestava te žindre v omenjenem trokom-

ponentnem sistemu (slika 3) je ravno na meji izločanja dikalcijevega silikata in trikalcijevega silikata. V žindri smo opazili vse dosedaj omenjene kristale — to je dikalcijev in trikalcijev silikat, prosto apno, zmesne kristale $4 \text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$. Sestavo strnjene žindre smo določevali na osnovi mikroskopije, difraktometrije in preiskav na elektronskem mikroanalizatorju.

Ocena uporabnosti talila T-13 pri izdelavi te taline je vsekakor zelo pozitivna, saj smo ga na-



Slika 7
Sestava tretje žindre v talni 47443
Fig. 7
Composition of the third slag in the 47443 heat.

menoma preizkusili pri jeklu z večjo vsebnostjo kroma, oziroma kromovega oksida. Zelo dobre rezultate v pogledu majhnih vsebnosti fosforja in žvepla v tej talini smo potrdili tudi s kemičnimi in predvsem mineraloški preiskavami žlindra.

Talilo T-13, sestavljeno iz CaO, Al₂O₃ in 20 % CaF₂, je zadostilo našim zahtevam v fazi odfosforjenja in oksidacije. Zato smo to talilo preizkusili tudi v fazi rafinacije, kar opisujemo v nadaljevanju članka.

2. Nadomeščanje jedavca v fazi rafinacije

Faza rafinacije ima odločilno vlogo za končno kvaliteto jekla, saj potekajo tedaj dezoksidacija, dokončno legiranje in razžveplanje. Predvsem za uspešno odpravo žvepla pa je potrebna dobro tekoča, reaktivna in močno bazična žlindra. Prav zato je v tej fazi odločilen vpliv talila.

Preizkušanje sintetičnega talila T-13 smo opravili na 60-tonski električni obločni peči. Naredili smo 15 poskusov in vse poskusne taline smo izdelali brez dodatka jedavca. Tehnologije izdelave nismo spreminjali, količino dodatka talila pa smo določali po trenutni potrebi (vizualna ocena stanja žlindre).

Med izdelavo poskusov smo jemali vzorce jekla in žlindre. Povprečna vsebnost žvepla po končani oksidaciji in izkuhanju je bila 0,032 %. Po odstranitvi oksidacijske žlindre smo dodali talila povprečno 4,3 kg/t. Rafinacija je bila 53 minut in končna vsebnost žvepla 0,013 %, dosežena stopnja razžveplanja v rafinaciji pa 59 %.

Sestavo nekaterih vzorcev rafinacijske žlindre prikazuje tabela 1, kjer pomeni:

/1 — prvi vzorec žlindre po dodatku in raztalitvi talila,

/2 — drugi vzorec žlindre, vzet istočasno kot vzorec jekla 2 (na sredini rafinacije),

/3 — tretji vzorec žlindre tik pred prebodom.

Analiza uporabe sintetičnega talila T-13 v fazi rafinacije je pokazala, da lahko to talilo popolnoma nadomesti do sedaj uporabljeni jedavec. To smemo trditi na podlagi rezultatov številnih industrijskih poskusov, najvažnejše ugotovitve pa lahko strnemo v naslednjem:

— sintetično talilo T-13 je uspešno zamenjalo jedavec,

— dosežena stopnja razžveplanja je zadovoljiva,

— poraba talila je v mejah sedanje porabe jedavca,

— trajanje rafinacije je normalno,

— dodatno talilo je v ca. 5 minutah omogočilo tvorbo dobro tekoče, aktivne in bazične žlindre,

— nismo opazili večje porabe ognjevarnega materiala v peči zaradi uporabe novega talila.

Iz dobljenih analiz je razvidno, da smo že v peči dosegli občutno razžveplanje, da pa smo velik del žvepla odpravili tudi med prebodom, ko se je žlindra močno mešala z jeklom. To ponovno dokazuje, da smo imeli že v peči zelo aktivno rafinacijsko žlindro.

Tabela 1: Kemična analiza vzorcev rafinacijske žlindre (v masnih odstotkih)

Oznaka vzorca	SiO ₂ (%)	CaO (%)	MgO (%)	Al ₂ O ₃ (%)	FeO (%)	Fe ₂ O ₃ (%)	Fe celot. (%)	MnO (%)	Cr ₂ O ₃ (%)
7987/1	11,75	56,08	8,06	13,90	5,15	0,29	4,0	0,72	0,15
7987/3	12,20	54,40	11,69	12,49	4,59	0,98	4,33	0,9	0,15
7991/1	9,95	45,99	11,20	7,01	14,79	8,44	17,50	2,13	0,45
7991/2	11,80	56,60	11,29	12,11	8,12	2,70	8,20	2,04	0,29
7991/3	11,50	48,51	14,92	8,10	9,91	3,30	10,01	3,14	0,38
7996/1	4,2	51,40	7,96	10,00	14,01	9,98	17,80	2,07	0,58
7996/3	4,35	57,45	8,87	12,49	10,38	5,23	11,73	1,32	0,35
8106/1	10,0	60,30	5,34	16,63	4,03	1,52	4,19	1,06	0,06
8106/2	7,05	65,33	5,89	16,18	3,86	—	3,00	0,49	0,06
8106/3	8,30	64,5	5,02	14,25	4,53	0,16	3,63	1,06	0,11
8208/1	11,10	51,63	5,3	8,66	8,34	9,49	13,12	4,74	0,60
8208/3	9,12	59,73	4,6	8,22	7,9	4,8	9,50	3,72	0,58
8212/1	13,47	60,85	4,90	10,64	4,12	2,2	4,74	3,50	0,21
8212/2	11,35	61,83	4,93	10,83	3,34	3,07	4,75	3,19	0,28
8212/3	14,05	60,01	4,70	10,50	4,67	2,0	5,03	3,72	0,32

D. ZAKLJUČKI

Naša naloga je bila, da izdelamo talilo, ki bi nadomestilo uporabo jedavca pri izdelavi jekla v električnih obločnih pečeh. Zato smo izdelali številne laboratorijske poskuse in na podlagi rezultatov teh poskusov smo izdelali večje količine štirih tipov sintetičnih talil, ki so bila sestavljena iz apna, prežarjenega boksita, škaje in do 20 % jedavca.

Industrijske poskuse smo opravili najprej v fazi odfosforenja in oksidacije. S pomočjo kemičnih analiz žlinder in jekla ter mineraloških preskav žlinder in z upoštevanjem različnih tehnoloških

podatkov (temperatura jekla, količina dodatkov, čas trajanja posameznih tehnoloških faz, itd.) smo ugotovili in dokazali, da je najprimernejše talilo z oznako T-13, ki je sestavljeno iz apna, prežarjenega boksita in 20 % CaF_2 .

To talilo smo preizkusili tudi v fazi rafinacije jekla. Pokazalo se je, da lahko uspešno nadomestimo jedavec tudi v tej tehnološki fazi izdelave jekla.

Na podlagi dobljenih rezultatov smemo zaključiti, da smo uspešno rešili dano nalogo — to je poiskati primerno sintetično talilo za nadomeščanje jedavca pri izdelavi jekla v električnih obločnih pečeh.

ZUSAMMENFASSUNG

Der Zweck dieser Arbeit war ein Flussmittel herzustellen, welches die Anwendung von Fluorapat bei der Stahlerzeugung in Lichtbogenöfen ersetzen könnte. Auf Grund der vorgehenden laboratorischen Versuche haben wir grössere Mengen von vier Typen der synthetischen Flussmittel, welche aus Kalk, gebranntem Bauxit, Zunder und bis zu 20 % Fluorapat zusammengesetzt waren, hergestellt.

Industrierversuche haben wir zuerst in der Entphosphorungsphase und der Oxydationsphase durchgeführt. Mit Hilfe der chemischen Schlackenanalyse (Bild 1, 2, 3 und 4) der Stahlanalyse und der mineralogischen Schlackenuntersuchungen und bei Berücksichtigung verschiedener technologischer Daten (wie der Stahltemperatur, der Menge der Zusätze, der Dauer der einzelnen technologischen Phasen, ...) haben wir festgestellt, dass das Flussmittel mit der Bezeichnung T-13 den Forderungen

am besten entspricht. Die Bilder 5, 6 und 7 zeigen die Änderungen der Schlackenzusammensetzung beim Zusatz dieses Flussmittels.

Aus der mineralogischen Analyse dieser Schlacken ist ersichtlich, dass die Zusammensetzung der Schlacken sehr günstig ist und zwar gerade an der Grenze der Ausscheidung von Dikalzium und Trikalziumsilikat.

Das Flussmittel T-13 enthält keine Eisenoxyde und könnte deshalb während der Raffinationszeit eingesetzt werden. Es hat sich gezeigt, dass auch in dieser technologischen Phase das neue Flussmittel den Fluorapat in jeder Hinsicht erfolgreich ersetzt hat.

Unserer Betrachtung nach sind die erhaltenen Ergebnisse günstig und die Aufgabe — ein synthetisches Flussmittel für die Ersetzung von Fluorapat bei der Stahlerzeugung in elektrischen Lichtbogenöfen zu finden, sei damit gelöst.

SUMMARY

The intention was to prepare the flux which could substitute fluorspar in the electric-arc-furnace steelmaking. Based on previous laboratory tests, greater amounts of four synthetic fluxes composed of lime, calcined, bauxite, scale and up to 20 % fluorite were prepared.

At first, industrial tests of dephosphorisation and oxidation were made. Chemical analyses of slags (Figs. 1 to 4) and steel, mineralogical investigations of slags, and taking in account various technological parameters (steel temperature, amount of additives, duration of single technological stages, etc.) proved that T. 13 flux is the most suitable. Figs. 5 to 7 present the changed slag composition

when this flux was added while the mineralogical analysis of those slags gives evidence that the slag composition is very favourable and it is just on the boundary of the precipitation of dicalcium- and tricalcium silicate. T-13 flux does not contain iron oxides, and thus it was tested also in steel refining. This new flux proved to be in all respects successful substitute for fluorspar also in this technological stage.

The obtained results are supposed to be favourable in solving the problem, i.e. in finding a suitable synthetic flux as a substitute for fluorspar in the electric-arc-furnace steelmaking.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Цель исследования была изготовить флюс, который бы послужил как заменитель плавикового шпата при изготовлении стали в электрических дуговых печах. На основании результатов предварительных лабораторных опытов приготовили сравнительно большое количество синтетических флюсов четырех различных видов, состоящих из извести, прокаленного боксита, окалины и максимум 20 % плавикового шпата.

Сначала опыты промышленного масштаба велись в фазах дефосфоризации и окисления. При помощи химического анализа шлаков (фиг. 1, 2, 3 и 4) и стали, а также минералогических исследований шлаков, учитывая разные технологические данные как напр.: т-ру стали, количество добавок, длительность отдельных технологических фаз и пр. доказали, что более всего от-

вечает требованиям флюс с обозначением T-13. На фиг. 5, 6 и 7 приведены изменения в составе шлака при добавке этого флюса.

Из минералогического анализа этих шлаков ясно, что состав шлаков благоприятен именно на границе выделений бисиликата и трисиликата кальция.

Флюс T-13 не содержит окисей железа и, поэтому, исследования вели также в фазе рафинирования стали. Оказалось также, что и в этой технологической фазе новый флюс во всех отношениях успешно заменяет плавиковый шпат.

Автор считает, что полученные результаты исследования благоприятны, и что поставленное задание т. е., произвести соответствующий синтетический флюс как заменитель за плавиковый шпат при изготовлении стали в электрических дуговых печах, успешно выполнено.

Prispevek k termodinamiki reakcij, ki nastopajo pri EPŽ - procesu

UDK 669.187.6; 669.014
ASM/SLA D8p, Dnn

B. Koroušić



Kontrola elementov z visoko afiniteto do kisika pri pretaljevanju jekel pod žlindro. Aplikacija termodinamičnega modela pri študiju reakcij, ki potekajo med žlindro in kovino pri EPŽ-procesu. Praktični rezultati pretaljevanja konstrukcijskih jekel v laboratorijskih in industrijskih pogojih.

UVOD

Kemična sestava pretaljenega ingota po EPŽ-postopku je kontrolirana s potekom kemičnih reakcij in prenosom mase med žlindro, kovinsko in plinsko fazo.

Posledica teh procesov je nenehno spreminjanje sestave žlindre s časom taljenja, kar se manifestira v obliki koncentracijskih gradientov med »nogo« in »glavo« pretaljenega ingota.

To dejstvo znatno komplicira kontrolo elementov z visoko afiniteto do kisika (Ti, Al, Si, Mn...), kar je pomembno zlasti pri pretaljevanju konstrukcijskih jekel in posebnih zlitin z visoko vsebnostjo legirnih elementov.

V literaturi obstaja več teoretičnih modelov, ki skušajo pojasniti in opisati koncentracijske profile kot funkcije časa taljenja^{1-6,27}.

V tem članku predstavljamo uporabo termodinamičnega modela pri študiju reakcij, ki potekajo med žlindro in kovinsko fazo pri EPŽ-procesu.

Model je apliciran pri študiju obnašanja kisika, aluminijskega in titana pri pretaljevanju vrste konstrukcijskih jekel v laboratorijskih in industrijskih pogojih EPŽ-procesa.

TOLMAČENJE TERMODINAMIČNEGA MODELA

Pri pretaljevanju jekel v zračni atmosferi poteka konstanten transport kisika na medfazno reakcijsko površino žlindra-kovina. Kot so pokazale dosedanje raziskave¹⁰, predstavlja glavni vir

kisika (80—90 % od celotne količine kisika, ki sodeluje v reakciji) kisik, ki se transportira preko žlindrne faze. Ta mehanizem ni v celoti razjasnjen.

Ne glede na to, po kakšnem mehanizmu se kisik transportira na medfazno površino kovina-žlindra, velja dejstvo, da kemični elementi v elektrodi, ki imajo visoko afiniteto do kisika, kot so Al, Si itd., reagirajo s kisikom v žlindri in tvorijo ustrezne okside. Nastali oksidi se raztapljajo v žlindri, kar znatno spremeni njeno sestavo, če ne kontroliramo teh reakcij.

Izhodišče za termodinamični model je predpostavka, da je prenos aktivnih elementov, kot so Si, Al, Ti iz ene v drugo reakcijsko fazo pogojen s termodinamičnimi zakonitostmi in je hitrost prenosa mase do reakcijskih površin zadosti visoka in ni limitirajoči proces.

Ta pristop se pogosto uporablja pri obravnavi metalurških reakcij med žlindro in kovino in je bil že večkrat uporabljen tudi pri nekaterih drugih avtorjih^{7, 8, 9}. Pri študiju reakcij, ki potekajo pri EPŽ-procesu, se bomo omejili na tri osnovne reakcije iz razlogov, ki so opisani na drugem mestu¹⁰:

$$\begin{aligned} /Si/ + 2 /O/ &= (SiO_2) \log K_{Si} = \log \frac{a_{SiO_2}}{a_{Si} \cdot a^2 O} = \\ &= \frac{31038}{T} - 12,02 \quad (\text{lit. 11}) \quad (4) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} 2 /Al/ + 3 /O/ &= (Al_2O_3) \log K_{Al} = \log \frac{a_{Al_2O_3}}{a^2 Al \cdot a^3 O} = \\ &= \frac{64090}{T} - 20,41 \quad (\text{lit. 12}) \quad (5) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} /Ti/ + 2 /O/ &= (TiO_2) \log K_{Ti} = \log \frac{a_{TiO_2}}{a_{Ti} \cdot a^2 O} = \\ &= \frac{30900}{T} - 10,41 \quad (\text{lit. 13}) \quad (6) \end{aligned}$$

V pogojih termodinamičnega ravnotežja sistema žlindra-kovina velja za navedene reakcije kombinacija dveh reakcij:

$$3 /Si/ + 2 (Al_2O_3) = 4 /Al/ + 3 (SiO_2) \quad (7)$$

$$3 /Ti/ + 2 (Al_2O_3) = 4 /Al/ + 3 (TiO_2) \quad (8)$$

Dr. B. Koroušić, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Povezava med aktivnostjo aluminija in silicija, oziroma titana sledi direktno iz enačb (4—6), oziroma (7—8):

$$\log a_{Si} = \frac{4}{3} \log a_{Al} - \frac{2}{3} \log a_{Al_2O_3} + \log a_{SiO_2} + \frac{11690}{T} - 1,582 \quad (9)$$

$$\log a_{Ti} = \frac{4}{3} \log a_{Al} - \frac{2}{3} \log a_{Al_2O_3} - \log a_{TiO_2} + \frac{11826}{T} - 3,197 \quad (10)$$

Iz dobljenih odvisnosti sledi, da je za izračunavanje nakazanih odvisnosti potrebno poznavanje koeficientov aktivnosti elementov v kovinski fazi in komponent v žilindrnih sistemih.

TERMODINAMIČNE AKTIVNOSTI KOMPONENT V ŽILINDRNI FAZI

Določevanje termodinamičnih aktivnosti žilindrnih komponent pri višjih temperaturah sodi prav gotovo med najzahtevnejše raziskovalne naloge. To je tudi osnovni vzrok, da je na področju večkomponentnih sistemov vrste CaO-Al₂O₃-MgO-SiO₂-MnO-FeO dokaj malo eksperimentalnih podatkov.

Se veliko bolj kritična je situacija na področju EPZ-žlinder, pri katerih poleg osnovnega O²⁻-aniona nastopajo še F-anioni.

V literaturi zasledimo le nekaj podatkov o aktivnostih FeO, MnO in SiO₂ v enostavnih sistemih, kot so: CaF₂-CaO-FeO, CaF₂-CaO-MnO, CaF₂-CaO-SiO₂ ali CaF₂-CaO-Al₂O₃¹⁴⁻¹⁸.

V normalni EPZ-praksi imamo bolj pogosto opravka z večkomponentnimi žilindrnimi sistemi vrste CaF₂-Al₂O₃-CaO-MgO-SiO₂ z določenimi primesmi FeO in MnO.

Ocena termodinamičnih aktivnosti v tako kompleksnih sistemih je zahtevna in težka naloga, kar znatno otežkoča študij reakcij, ki potekajo pri EPZ-procesu.

V tej študiji smo se odločili za aplikacijo metode Kožeurova, ki sloni na statistični termodinamiki realnih ionskih raztopin. Čeprav teorija Kožeurova sloni na nekaterih predpostavkah, katere danes ni mogoče več zagovarjati, je njena privlačnost predvsem v možnosti numeričnega izračunavanja (bolj točno — ocene) aktivnosti poljubne komponente v večkomponentnem žilindrnem sistemu.

Kožeurov se je pri svojih analizah metalurških žlinder izognil uporabi Al₂O₃, ker je bilo verjetno težko zagovarjati obstoj enostavnih Al³⁺-ionov.

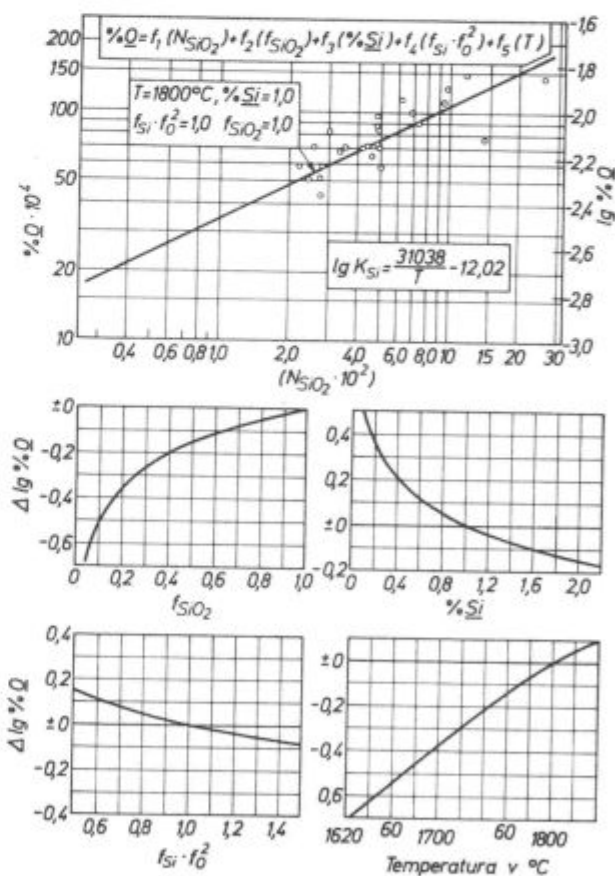
Ker večina EPZ-komercialnih žlinder vsebuje Al₂O₃ kot osnovno komponento, smo se odločili, da poskušamo aplicirati principe teorije Kožeurova tudi na ta tip žlinder.

Teoretične osnove apliciranega modela so opisane v literaturi¹⁰.

OBNAŠANJE KISIKA PRI EPZ-PROCESU

Praktične izkušnje pri pretaljevanju jekel po EPZ-procesu so pokazale, da je vsebnost SiO₂ po končanem procesu pretaljevanja nekajkrat višja, kot je izhodiščna koncentracija. Sprememba ostalih komponent žlindre FeO, MnO, Al₂O₃, CaO in CaF₂ med procesom taljenja je znatno manjša.

Na osnovi termodinamične analize reakcij, ki potekajo med žlindro in kovino, lahko sklepamo, da se kisik transportira preko žlindre na reakcijsko površino elektroda-žlindra ter kovinska kopel žlindra in se veže predvsem na silicij. Nastali reakcijski produkt SiO₂ se prenaša z reakcijske površine v žlindro.



Slika 1
Vpliv (SiO₂) v žlindri na vsebnost kisika v pretaljenem jeklu
Fig. 1
Influence of (SiO₂) in slag on the oxygen content in the remelted steel.

Ta razlaga vodi do zaključka, da je reakcija med silicijem in kisikom pogojena predvsem s termodinamičnim stanjem sistema kovina-žlindra. Prvo praktično potrditev teh odvisnosti zasledimo v eksperimentalnih rezultatih Holzgruberja in Plöckingerja²³, a nekaj let kasneje tudi v raziskavah Miska in Wahlsterja²⁶ ter Koroušiča in sodelavcev¹⁰.

Praktični poskusi avtorja in sodelavcev so bili izvršeni v laboratorijskih in industrijskih pogojih. Pri pretaljevanju vrste konstrukcijskih jekel so ob koncu procesa taljenja vzeli vzorce jekla in žlindre, ki so jih nato analizirali glede na kemično sestavo. Temperatura žlindre v času jemanja vzorcev je bila različna, odvisno od premera ingota, vrste in količine uporabljene žlindre, razmerja prečnega preseka elektroda-kokila itd.

Zaradi variabilnosti vseh analiziranih parametrov je primerjava eksperimentalnih in teoretično pričakovanih rezultatov izvršena z uporabo tako imenovane »reducirane« enačbe:

$$\% /O/ = g(N_{SiO_2}) + g(f_{SiO_2}) + g(f \cdot f_{SiO}) + f(T) \quad (11)$$

Na sliki 1 so prikazani rezultati v grafični obliki. Za praktično uporabo je izdelan program za mini-računalnik HP-97, kar omogoča za poljubno sestavo žlindre in vrsto jekla oceno vsebnosti kisika v katerikoli fazi procesa taljenja jekla²⁴.

ALUMINIJ PRI EPZ-PROCESU

Dosedanje raziskave obnašanja aluminija pri pretaljevanju konstrukcijskih jekel so pokazale, da je sprememba sestave aluminija s časom taljenja tem manjša, čim večja je vsebnost Al₂O₃ v žlindri.

Po drugi strani prisotnost (Al₂O₃) v žlindrah zmanjšuje »odgor« silicija. Ta dejstva govorijo v prid predpostavke, da reakcija med silicijem v elektrodi in (Al₂O₃) v žlindri regulira »odgor«, oziroma prirastek aluminija v pretaljeni kovini:



Termodinamična analiza reakcije (7) daje naslednjo odvisnost med reakcijskimi partnerji in temperaturo:

$$\Delta G_4^0 = 160425 - 21,78 T \quad (12)$$

$$a_{Al}^{4/3} = a_{Si} \cdot \frac{a_{Al_2O_3}^{2/3}}{a_{SiO_2}} \cdot 10^{-\frac{11690}{T} + 1,582} \quad (13)$$

Za oceno uporabnosti termodinamičnih odvisnosti smo pretalili večje število EPZ-ingotov v laboratorijskih in industrijskih pogojih. Teža EPZ-ingotov se je gibala med 50 in 3000 kg.

Praktične pogoje pretaljevanja lahko razdelimo v dve skupini:

a) pretaljevanje jekla v zračni atmosferi (brez dodatkov aluminija v žlindro),

b) pretaljevanje jekla v zračni atmosferi z dezoksidacijo žlindre z aluminijem.

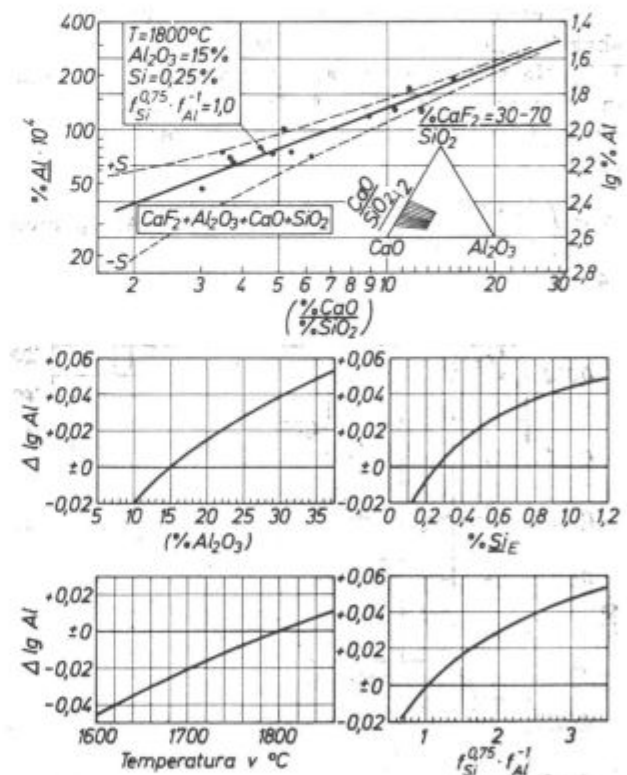
Vsi ostali pogoji pretaljevanja so bili v obeh primerih praktično identični.

Pri interpretaciji dobljenih rezultatov smo uporabili enake metode kot pri analizi rezultatov obnašanja kisika:

$$\% /Al/ = g \left(\frac{\% CaO}{\% SiO_2} \right) + g (\% Al_2O_3) + g (\% /Si/E) + g (f_{Si}^{0,75} \cdot f_{Al}^{-1}) + g(T) \quad (14)$$

Prva dva člena na desni strani enačbe (14) upoštevata vpliv kemične sestave žlindre, tretji in četrti člen upoštevata vpliv sestave jekla in zadnji člen vpliv temperature na vsebnost aluminija.

Pri interpretaciji druge skupine rezultatov, pri kateri smo izvršili dezoksidacijo žlindre z aluminijem, je oblika enačbe (14) bilo mogoče obdržati le



Slika 2
Vpliv bazičnosti žlindre (% CaO/SiO₂), vsebnosti (% Al₂O₃), silicija v elektrodi (% Si_E), temperature (°C) in sestave jekla (f_{Si}^{0,75} · f_{Al}⁻¹) na vsebnost aluminija v pretaljenem jeklu

Fig. 2
Influence of slag basicity (CaO/SiO₂), (Al₂O₃) content, Si content in electrode (% Si_E), temperature (°C), and steel composition (f_{Si}^{0,75} · f_{Al}⁻¹) on the aluminium content in the remelted steel.

pod pogojem, da vpeljemo novi člen, ki upošteva vpliv aluminija v izhodni elektrodi % /Al/_E in predvsem količino dodatka aluminija v žlindro (% Al₂O₃).

Na sliki 2 so prikazani eksperimentalni rezultati skupaj s teoretično izračunanimi odvisnostmi, in sicer za žlindro vrste 33 % CaF₂, 33 % Al₂O₃ in 33 % CaO, ter žlindre CaF₂-Al₂O₃-CaO-SiO₂, pri katerih se vsebnost CaF₂ giblje med 30 in 70 % in je vsebnost SiO₂ variabilna (od 0 do 30 %).

Eksperimentalni rezultati so pokazali, da je pri dezoksidaciji žlindre s praškastim aluminijem izkoristek aluminija zelo nizek in se giblje v povprečju okoli 15 %.

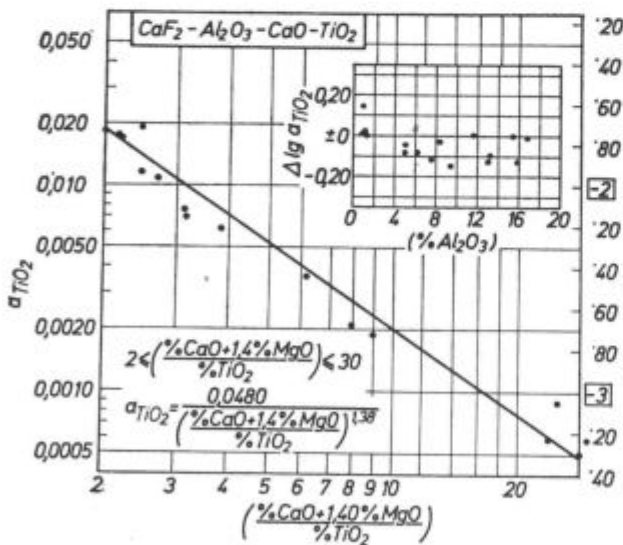
OBNAŠANJE TITANA PRI EPŽ

Glede na termodinamične podatke o oksidaciji titana lahko pričakujemo, da je njegovo obnašanje identično obnašanju silicija.

Na osnovi te predpostavke je izpeljana enačba za oceno koeficienta aktivnosti f_{TiO_2} v EPŽ-žlindrah.

Iz enakega razloga smo vpeljali tudi indeks »bazičnosti«, ki predstavlja razmerje med CaO in TiO₂. Na sliki 3 je prikazana odvisnost med a_{TiO_2} in razmerjem (% CaO/% TiO₂) za temperaturo okoli 1800° C. Veljavnost enačbe je potrjena v področju:

$$2 \leq \left(\frac{\% \text{CaO}}{\% \text{TiO}_2} \right) \leq 20 \text{ in pri vsebnosti (Al}_2\text{O}_3) \text{ med } 14\text{--}38 \text{ \%}.$$



Slika 3

Vpliv »bazičnosti žlindre« (% CaO/% TiO₂) in Al₂O₃ na aktivnost TiO₂ pri T = 1800° C v žlindrah tipa CaF₂-Al₂O₃-CaO-TiO₂.

Fig. 3

Influence of »slag basicity« (CaO/TiO₂) and Al₂O₃ content on the TiO₂ activity at 1800° C in CaF₂-Al₂O₃-CaO-TiO₂ slags.

Analitični izraz za dobljeno odvisnost lahko zapišemo v obliki:

$$a_{TiO_2} = \frac{0,0120}{\left(\frac{\% \text{CaO}}{\% \text{SiO}_2} \right)^{1,38}} \quad (15)$$

V analogiji z enačbo (4) smo izpeljali odvisnost tudi za titan:

$$4 / \text{Al} / + 3 (\text{TiO}_2) = 3 / \text{Ti} / + 2 (\text{Al}_2\text{O}_3) \quad (8)$$

$$\Delta G^\circ = -162310 + 43,875 T \quad (16)$$

$$K (\text{Al}, \text{Ti}) = \frac{a_{Ti}^3 \cdot a_{Al_2O_3}^2}{a_{Al}^4 \cdot a_{TiO_2}^3} = 10^{\frac{35478}{T} - 9,59} \quad (17)$$

oziroma:

$$\frac{a_{Al_2O_3}^2}{a_{TiO_2}^3} = \frac{a_{Al}^4}{a_{Ti}^3} \cdot 10^{\frac{35478}{T} - 9,59} \quad (18)$$

Uporabnost termodinamične analize obnašanja titana pri EPŽ-procesu smo preverili na osnovi primerjave eksperimentalnih rezultatov in teoretično pričakovanih rezultatov.

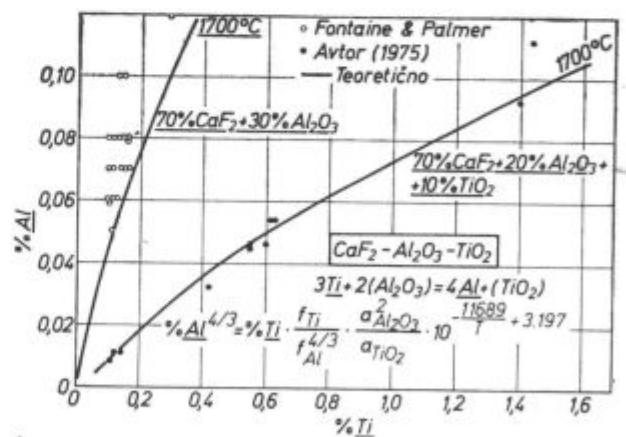
a) Pretaljevanje maraging jekel vrste 18NiCoMo

Pretaljevali smo maraging jekla AISI 250, 300, 350 in 400 v laboratorijskih pogojih (teža ingota do 200 kg).

Kot žlindro smo uporabili: 70 % CaF₂ + 20 % Al₂O₃ + 10 % TiO₂.

Kemična analiza žlindre in izračun termodinamičnih aktivnosti so pokazali, da je razmerje: $a_{Al_2O_3}^2 / a_{TiO_2}^3$ praktično konstantno.

V tem primeru lahko eksperimentalne rezultate prikažemo v obliki:



Slika 4

Odvisnost med aluminijem in titanom pri pretaljevanju maraging jekel tipa 18NiCoMo pri dveh različnih žlindrah

Fig. 4

Relationship between aluminium and titanium in remelting maraging 18NiCoMo steel in two various slags.

$$a_{Al}^{4/3} = k \cdot a_{Ti}$$

pri čemer je k:

$$k = (a_{Al_2O_3}^{2/3} / a_{TiO_2}) \cdot 10^{-\frac{11826}{T} + 3,197} \quad (19)$$

Eksperimentalni rezultati so razvidni iz slike 4.

b) Pretaljevanje nerjavnega jekla AISI 316 Ti (kvadrat 500 mm, 3,6 tone)

Pateisky in sodelavci⁸ so izvršili sistematične raziskave glede obnašanja titana in aluminija v nerjavem jeklu AISI 316 Ti, stabiliziranem s titanom.

V tabeli 1 so izbrani nekateri eksperimentalni podatki iz omenjene literature, ki služijo za primerjavo s teoretično izračunanimi vrednostmi.

Primerjava teoretično izračunanih in eksperimentalnih rezultatov v tabeli 2 kaže, da je med

taljenjem jekla prišlo skoraj do popolnega ravnotežja.

Iz teh rezultatov se vidi, da sistem žilindrakovina doseže ravnotežje tem hitreje, čim ugodnejša so razmerja med reakcijskimi partnerji v obeh reagirajočih fazah: /Ti/(TiO₂) oziroma Al/Al₂O₃. Če izhodna žilindra ne bi vsebovala (TiO₂), bi razmerje (Ti/TiO₂) bilo daleč od ravnotežne vrednosti. Kot so pokazale raziskave v teh primerih zaradi delovanja reakcijske gonilne sile za reakcijo med Al in Ti, ki jo lahko zapišemo v obliki:

$$\Delta G = \Delta G^0 + RT \ln \frac{(a_{Ti}^E)^3 \cdot a_{Al_2O_3}^2}{(a_{Al}^E)^4 \cdot a_{TiO_2}^3} \quad (20)$$

sistem poskuša nadoknaditi pomanjkanje (TiO₂) v žilindri. Posledica je »odgor« titana in nenehno naraščanje vsebnosti (TiO₂) v žilindri⁸.

Tabela 1: Eksperimentalni in teoretični rezultati porazdelitve titana in aluminija pri pretaljevanju nerjavnega jekla AISI 316 Ti (kvadrat 500 mm, 3,6 tone)^{8, 25}

Parameter	Oznaka	Višina ingota — H (mm)					
		0	250	720	1160	1650	2090
Žilindra	CaF ₂ (%)	20	12,6	11,0	12,1	11,8	11,5
	Al ₂ O ₃ %	30	30	32	31	30	30
	CaO (%)	30	34	32	32	32	32
	TiO ₂ %	20	22,5	24,5	24,5	25,1	25,5
Eksperim. vrednosti jekla*	Ti (%)	0,67	0,61	0,59	0,61	0,61	0,64
	Si (%)	0,34	0,33	0,34	0,33	0,34	0,32
	Al (%)	0,12	0,090	0,085	0,085	0,085	0,10
Ravnotež. konstanta K (Al, Ti)	eksp.	—	0,99 · 10 ⁶	1,03 · 10 ⁶	0,87 · 10 ⁶	1,35 · 10 ⁶	—
	teoret.	—	0,76 · 10 ⁶	2,34 · 10 ⁶	1,69 · 10 ⁶	1,44 · 10 ⁶	—
Razmerje Ti/Al	eksp.	5,58	6,77	6,94	7,17	7,17	6,40
	teoret.	—	6,20	9,12	8,96	7,34	—
Izračunane vrednosti po enačbi (18)	$\frac{a_{Al_2O_3}^2}{a_{TiO_2}^3}$	—	1,41 · 10 ⁴	3,81 · 10 ⁴	2,49 · 10 ⁴	2,10 · 10 ⁴	
Izračunane vrednosti po enačbah (21) in (22)**	$\frac{a_{Al_2O_3}^2}{a_{TiO_2}^3}$	—	1,84 · 10 ⁴	1,68 · 10 ⁴	1,28 · 10 ⁴	1,98 · 10 ⁴	
Temperat.	(°C)	—	2020	1950	1970	1980	

*Izhodna sestava elektrode: 0,04 % C, 17,5 % Cr, 13,06 % Ni, 2,40 % Mo

$$f_{Ti} = 0,25, f_{Al} = 1$$

$$** \log f_{TiO_2} = \log f_{FeO} - \frac{5900}{T} (N_{CaO} + N_{MgO} + 0,81 N_{AlO_{1,5}}) + \frac{2360}{T} N_{SiO_2} \quad \dots (21)$$

$$\log f_{Al_2O_3} = \log f_{FeO} - \frac{4750}{T} (N_{SiO_2} + N_{TiO_2}) - \frac{2950}{T} (N_{CaO} + N_{MgO}) \quad \dots (22)$$

Iz enačbe (20) dobimo pomemben zaključek za prakso:

Pri izbiri tehnoloških parametrov EPŽ-procesa je potrebno sistem žlindra-kovina že v izhodnem stanju prilagoditi zahtevam ravnotežnega stanja.

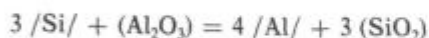
SKLEPI

Aplikacija termodinamičnih zakonitosti na oksidacijsko-redukcijske reakcije pri EPŽ-postopku je pokazala, da je na ta način mogoče dobiti zadosti natančne informacije o vsebnosti kisika v pretaljenem jeklu.

Dobljeni rezultati potrjujejo ugotovitve dosežanih raziskav^{23, 26}, da reakcija med silicijem in kisikom v celoti uravnava vsebnost kisika pri pretaljevanju konstrukcijskih jekel v zračni atmosferi.

Na osnovi tega lahko trdimo, da je mogoče opisati obnašanje vsebnosti kisika pri EPŽ z zadosti visoko natančnostjo, že na osnovi termodinamične analize reakcije $/\text{Si}/ + 2/\text{O}/ = (\text{SiO}_2)$ v sistemu jeklo — žindra.

Študij obnašanja aluminija pri pretaljevanju konstrukcijskih jekel sloni na termodinamični analizi reakcije:



Iz teoretičnih in eksperimentalnih rezultatov sledijo naslednji, za EPŽ-prakso pomembni zaključki:

Vsebnost aluminija v pretaljenem jeklu pod žlindrami tipa $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ pada z naraščajočo vsebnostjo (SiO_2) v žlindri (padajočo bazičnostjo žlindre). Na te odnose vpliva vsebnost (Al_2O_3) v žlindri, vsebnost silicija v elektrodi $\% / \text{Si} /_E$, temperatura in na splošno kemična sestava jekla (preko produkta $f_{\text{Si}}^{0,75} \cdot f_{\text{Al}}^{-1}$).

Dodatki aluminija v žindro za dezoksidacijo vplivajo na končno vsebnost aluminija v jeklu. Okoli 15 % dodanega aluminija v žindro se prenese v jeklo in ga je potrebno prišteti aluminiju, ki je rezultat kemične reakcije med žindro in kovino.

Vsebnost titana v pretaljenem jeklu je odvisna od več dejavnikov:

- vsebnost titana in aluminija v porabni elektrodi,
- od vsebnosti (Al_2O_3) in (TiO_2) v žlindri,
- kisikovega potenciala v plinski fazi nad žindro.

Pri nizki vsebnosti aluminija in višji vsebnosti titana (do 2 %) v elektrodi je potrebno v žindro dodati (TiO_2), da bi se razmerje $[\% \text{Ti}] (\% \text{TiO}_2)$ približalo ravnotežni vrednosti in tako preprečil odgor titana v jeklu. Če v žlindri ni (TiO_2), potem

titan reagira s kisikom iz žlindre in tako sam regulira odnos $\% / \text{Ti} / (\% \text{TiO}_2)$. Uporaba zaščitne atmosfere otežkoča vzpostavitev ravnotežnih vrednosti, ker primanjkuje kisika za oksidacijo titana.

Pri visoki vsebnosti aluminija in nizki vsebnosti titana v elektrodi je situacija obratna. Aluminij reducira (TiO_2) v žlindri in tako regulira razmerje $/ \text{Ti} / : (\text{TiO}_2)$. V tem primeru vsebnost (TiO_2) v žlindri pada in (Al_2O_3) narašča. Pri uporabi zaščitne atmosfere se dosežejo skoraj ravnotežni odnosi in tudi porazdelitev aluminija in titana po višini ingota je zelo enakomerna. Kisik iz zračne atmosfere nenehno moti vzpostavitev ravnotežja med kovino in žindro.

Pri višji vsebnosti titana in aluminija v jeklu in v prisotnosti (Al_2O_3) in (TiO_2) v žlindri se zelo hitro vzpostavijo skoraj ravnotežni odnosi med žindro in kovino. Pri uporabi zaščitne atmosfere je odgor obeh elementov minimalen, medtem ko je pri taljenju v zračni atmosferi odgor aluminija nekoliko večji od odgora titana.

Visoka stopnja korelacije med teoretičnimi in eksperimentalnimi rezultati je potrdila pravilnost uporabljenega modela Kožurova in izpeljanih enačb za izračunavanje koeficientov aktivnosti (FeO , SiO_2 , Al_2O_3 in SiO_2) komponent v EPŽ-žlindrah.

Literatura

- Hoyle, G., P. Dewsnap, D. J. Salt, and E. M. Barrs: *Electroslag Refining Technology*. BISRA Open Report. MG/A/416/66, (1966), 64 pp.
- Steinmetz, E.: *Archiv für das Eisenhüttenwes.*, 39 J., 11. 6 (1968), S. 421—432.
- Etienne, M., and A. Mitchell: *Slag-Metal Transfer in Electroslag Melting*. Proc. Elec. Furnace Conf., Pittsburgh, Pa., Dec. 9—11, 1970. American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, New York, V. 28, (1970), pp. 28—32.
- Nakamura, Y., N. Takumitsu, K. Harashima: *Trans. ISIJ*, Vol. 14 (1974), S. 170—175.
- Schwerdfeger, K., W. Wagner, G. Pateisky: *Modelling of chemical reactions occurring during electroslag remelting: oxidation of titanium in stainless steel*, *Ironmaking and Steelmaking*, No. 3 (1978), S. 135—143.
- Proceedings of The Fifth International Conference on Vacuum Metallurgy And Electroslag Remelting Processes, Munich, October 11, 15, (1976), str. 133—139.
- Kričevac, M. I., D. I. Povolotzky, N. V. Case: *Physical-chemical process of metal refining in electroslag remelting*: In *«Special Electro-Metallurgy»*, Part I, Kiev, June (1972), S. 61—72.
- Pateisky, G., H. Biele, H. J. Fleischer: *The reactions of titanium and silicon with $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO-SiO}_2$ Slags in the EPŽ-proces*, *ibid.* S. 110—121.
- Hawkins, R. J., D. J. Swinden, and D. N. Pocklington: *Relevance of Laboratory Experiments to the Control of Composition in Production-Scale ESR*. Proc. Conf. on Electroslag Refining, Sheffield, England, Jan. 10—11, 1973. Iron and Steel Institute, London, January 1973, pp. 21—34.
- Koroušić, B.: *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, H. 7, (1977), S. 287—291, *ibid.* H. 1 (1978) S. 17—22.
- Elliott, J. F., M. Gleiser, V. Ramakrishna: *Thermochemistry for Steelmaking Vol. 2*, Reading, Mass./Palo Alto/London (1963).

12. Mc Lean, A., R. G. Ward: J. Iron Steel Inst. 204 (1966) S. 8—11.
13. Chino, H., Wada, K.: Yawata techn. Rep., Nr. 251 (1965) S. 5817—5842.
14. Davies, M. W. et al.: BISRA OPEN Report, C 163168.
15. Kay, O. A. R. et al.: Iron Steel Inst., 208 (1970) S. 141—146.
16. Sommerville, I. O., D. A. R. Kay: Metallurgical Trans, Vol. 2, June (1971) S. 1727—1732.
17. Isaksson, I., K. E. Öberg: Scand. J. of Metall. 2 (1973) 1—4.
18. Edmunds, D. M., J. Taylor: J. Iron Steel Inst. 210 (1972) S. 280—283.
19. Kožurov, V. A.: Termodinamika metallurģičeskijh slakov, Metallurgizdat, Sverdlovsk (1955).
20. Kožurov, V. A.: Iz »Termodinamika i stroenie raztvorov«, Izd-vo, AN SSSR, 1959.
21. Koroušič, B.: In »Poročila Metalurģkega inštituta v Ljubljani«, MI. 438 (1975).
22. Knights, C. F., R. Perkins: Electro-slag refining, ISI/SMEA Meeting 10-11 Januar 1973, Vol. 1.
23. Holzgruber, W., E. Plockinger: Stahl u. Eisen 88, Nr. 12 (1968), S. 638—648.
24. Koroušič, B.: Berg- und Hüttenmännische Montanshefte, H. 7 (1977), S. 287—291.
25. Pateisky et al.: J. Vac. Sci. Technology 9 (1972) S. 1318.
26. Miska, H., M. Wahlster: Arch. Eisenhüttenwes. 44, Nr. 1 (1973) S. 19—25.
27. Fraser, M. E., A. Mitchell: Mass Transfer in the electroslag process, Part I. Mass transfer model, Ironmaking & Steelmaking, No. 5 (1976) Str. 279—287 ibid. Part II. Mass transfer coefficients, No. 5 (1976) Str. 288—301.

ZUSAMMENFASSUNG

Die Anwendung der thermodynamischen Gesetzmäßigkeiten auf die Oxydations-reduktions Reaktionen beim ESU Verfahren zeigte, dass auf diese Weise genügend genaue Informationen über den Sauerstoffgehalt im umgeschmolzenen Stahl gewonnen werden können.

Die Ergebnisse bestätigen die Feststellungen der bisherigen Untersuchungen^{23, 26} dass die Reaktion zwischen Sauerstoff und Silizium im ganzen den Sauerstoffgehalt beim Umschmelzen der Konstruktionsstähle an der Luftatmosphäre regelt.

Auf diesem Grund kann behauptet werden, dass es möglich ist, das Betragen des Sauerstoffgehaltes beim ESU Verfahren, mit genügender Genauigkeit, schon auf Grund der thermodynamischen Analyse der Reaktion $/Si/ + 2/O/ = (SiO_2)$ im System Stahl-Schlacke zu beschreiben.

Das Studium des Betragens von Aluminium, beim Umschmelzen der Konstruktionsstähle, beruht auf der thermodynamischen Analyse der Reaktion:



Aus den theoretischen und experimentellen Ergebnissen können für die ESU Praxis folgende Beschlüsse gefasst werden:

Der Aluminiumgehalt im umgeschmolzenen Stahl unter der Schlacke des Types $CeF_7-Al_2O_3-CaO$ fällt mit dem wachsenden (SiO_2) Gehalt in der Schlacke (mit der fallenden Basizität der Schlacke). Diese Zusammenhänge beeinflusst der (Al_2O_3) Gehalt in der Schlacke, Siliziumgehalt in der Elektrode $/\% Si/$, Temperatur und im allgemeinen die chemische Zusammensetzung des Stahles (über dem Produkt $f_{Si}^{0,75} \cdot f_{Al}^{-1}$).

Der Aluminiumzusatz zur Desoxydation der Schlacke beeinflusst den Aluminiumendgehalt im Stahl. Rund 15 % des in die Schlacke zugegebenen Aluminiums wird in den Stahl übertragen, und soll dem Aluminium zugezählt werden, welcher das Ergebnis der chemischen Reaktion zwischen der Schlacke und den Metall ist.

Der Titangehalt in umgeschmolzenen Stahl ist von mehreren Faktoren abhängig:

- a) Aluminium und Titangehalt in der Verbrauchselektrode
- b) von dem (Al_2O_3) und (TiO_2) Gehalt in der Schlacke
- c) von dem Sauerstoffpotential in der Gasphase über der Schlacke.

Bei niedrigem Aluminiumgehalt und höherem Titangehalt (bis 2 %) in der Elektrode, ist es nötig (TiO_2) in die Schlacke zu geben, um das Verhältnis $/Ti/:(TiO_2)$ dem Gleichgewichtswert zu nähern, und so den Abbrand von Titan im Stahl, zu verhindern. Wenn in der Schlacke kein (TiO_2) vorhanden ist, dann reagiert Titan mit dem Sauerstoff aus der Schlacke und reguliert so das Verhältnis $/Ti/:(TiO_2)$ allein. Die Anwendung der Schutzatmosphäre macht die Gleichgewichtsherstellung schwieriger, da durch den Sauerstoffmangel, die Oxydation von Titan verhindert wird.

Beim hohen Aluminiumgehalt und niedrigem Titangehalt in der Elektrode ist die Situation umgekehrt. Aluminium reduziert (TiO_2) in der Schlacke und reguliert so das Verhältnis $/Ti/:(TiO_2)$. Bei diesem Beispiel fällt (TiO_2) Gehalt in der Schlacke und wächst der Gehalt von (Al_2O_3) . Bei der Anwendung der Schutzatmosphäre, werden Gleichgewichtsverhältnisse fast erreicht, und auch die Verteilung von Aluminium und Titan über der Blockhöhe ist sehr gleichmäßig. Sauerstoff aus der Luftatmosphäre stört dauernd die Gleichgewichtsherstellung zwischen dem Metall und der Schlacke.

Bei höherem Titan und Aluminiumgehalt im Stahl und bei der Anwesenheit von (Al_2O_3) und (TiO_2) in der Schlacke verläuft die Herstellung der Gleichgewichtsverhältnisse zwischen der Schlacke und dem Metall sehr schnell. Bei der Anwendung der Schutzatmosphäre ist der Abbrand der beiden Elemente sehr klein, während beim Schmelzen an der Luftatmosphäre, der Aluminiumabbrand etwas grösser ist, als der Abbrand von Titan.

Ein hoher Korrelationsgrad zwischen den theoretischen und experimentellen Ergebnissen, hat die Richtigkeit des angewendeten Modelles von Kožurov, und der ausgeführten Gleichungen für die Ausrechnung der Aktivitätskoeffizienten von (FeO) , (Al_2O_3) und (SiO_2) in den ESU Schlacken bestätigt.

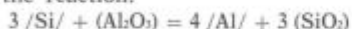
SUMMARY

Application of thermodynamic laws on the redox reactions in the ESR process showed that enough accurate informations on the oxygen content in the remelted steel can be obtained in such a way.

The obtained results confirm the findings of previous investigations^{23, 26} that the reaction between silicon and oxygen completely controls the oxygen content in remelting structural steel in air.

Thus it can be concluded that the behaviour of oxygen content during the ESR can be described with sufficient accuracy by the thermodynamical analysis of the $/Si/ + 2/O/ = (SiO_2)$ reaction in the steel/slag system.

Analysis of the aluminium behaviour in remelting structural steel is based on the thermodynamical analysis of the reaction:



From theoretical and experimental results the following conclusions can be derived being important for the ESR practice:

Aluminium content in electro-slag remelted steel under $CaF_2-Al_2O_3-CaO$ slags is reduced with the increased (SiO_2) content in slag (reduced slag basicity). These relations are influenced by the (Al_2O_3) content in slag, silicon content in the electrode, $\% /Si/_{el}$, temperature, and general chemical composition of steel (by the product $f_{Si}^{0.75} \times f_{Al}^{-1}$).

Aluminium additions into slag for steel deoxidation influence the final aluminium content in steel. About 15% of the aluminium into slag penetrates into steel, and thus it must be added to the aluminium which results the chemical reaction between the slag and the metal.

Titanium content in remelted steel depends on more parameters:

a. titanium and aluminium contents in the consuming electrode,

b. (Al_2O_3) and (TiO_2) contents in slag,

c. oxygen potential in the gaseous phase above the slag.

If aluminium content in the electrode is low and titanium high (up to 2%) (TiO_2) must be added to the slag that $/Ti/:(TiO_2)$ ratio approaches to the equilibrium value and thus the loss of titanium from steel is prevented. If slag does not contain (TiO_2) titanium reacts with the oxygen from the slag and thus equilibrium $/Ti/:(TiO_2)$ ratio is established. Controlled atmosphere hinders the establishment of the equilibrium due to the lack of oxygen for the titanium oxidation. High aluminium content in the electrode and low titanium cause reversed situation. Aluminium reduces (TiO_2) in the slag and thus the $/Ti/:(TiO_2)$ ratio is controlled. In this case the (TiO_2) content in slag is reduced and the (Al_2O_3) one increased. In controlled atmosphere nearly equilibrium conditions are achieved, and also aluminium and titanium distribution along the ingot height is very uniform. Oxygen from air constantly interferes in the establishment of the equilibrium between the metal and the slag.

High titanium and aluminium contents in steel and presence of (Al_2O_3) and (TiO_2) in the slag enable fast establishment of nearly equilibrium relations between the slag and the metal. In controlled atmosphere the loss of both elements is minimal while in remelting in air the aluminium loss is somewhat higher than that of titanium.

High degree of correlation between the theoretical and the experimental results confirms the validity of the applied model of Kozheurov and deduced equations for calculation of the activity coefficients of FeO , SiO_2 , Al_2O_3 , and SiO_2 in the ESR slags.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Применение термодинамических закономерностей к окислительно-восстановительным реакциям при ЭШП-способе показало, что этим образом есть возможность получить довольно точные данные о содержании кислорода в переплавленной стали.

Полученные результаты подтверждают определения прежних исследований^{23, 26}, что реакция между кремнием и кислородом полностью улавливает содержание кислорода при переплаве конструкционных сталей в атмосфере воздуха.

На основании этого можно утверждать, что в системе сталь-шлак поведение кислорода в процессе ЭШП с большой точностью подлежит описанию на основании реакции термодинамического анализа $/Si/ + 2/O/ = (SiO_2)$

Изучение поведения алюминия при переплаве конструктивных сталей базируется на термодинамическом анализе реакции:



На основании теоретических и экспериментальных результатов можно вывести следующие для процесса ЭШП значительные заключения:

В стали, переплавленной под шлаком типа $CaF_2-Al_2O_3-CaO$ содержание алюминия уменьшается с увеличением содержания (SiO_2) в шлаке (понижающая основность шлака). На эти отношения влияет содержание (Al_2O_3) в шлаке, содержание кремния в электроде, температура и в общем химический состав стали (через продукт $f_{Si}^{0.75} \cdot f_{Al}^{-1}$).

Добавка алюминия в шлак с целью раскисления оказывает влияние на конечное содержание алюминия в стали. Прибл. 15% добавленного в шлак алюминия переходит в сталь и это количество надо причислить к алюминию что представляет итог химической реакции между шлаком и металлом.

Содержание титана в переплавленной стали зависит от целого ряда факторов:

— от содержания титана и алюминия в примененном электроде,

— от содержания (Al_2O_3) и (TiO_2) в шлаке,

— от кислородного потенциала в газовой фазе поверх шлака.

При низком содержании алюминия и высоком содержании титана (до 2%) в электроде, следует в шлак добавить (TiO_2) . Это требуется для того, чтобы отношение $\% /Ti/:(TiO_2)$ приближалось значению состояния равновесия и, таким образом предотвратила угар титана в стали. Если в стали недостаточно (TiO_2) , то титан вступает в реакцию с кислородом из шлака и таким способом сам урегулирует отношение $\% /Ti/:(TiO_2)$. Применение защитной атмосферы «осложняет» восстановление равновесных значений из-за того, что для окисления титана недостаточно кислорода.

При высоком содержании алюминия и низком содержании титана в электроде ситуация противоположная: алюминий восстанавливает (TiO_2) в шлаке и, таким образом урегулирует отношение $/Ti/:(TiO_2)$. В этом случае содержание (TiO_2) в шлаке уменьшается, а содержание (Al_2O_3) увеличивается. При применении защитной атмосферы можно считать, что равновесные отношения устанавливаются. Кислород, же, из атмосферы воздуха постоянно «мешает» восстановлению равновесия между шлаком и металлом.

При более высоком содержании титана и алюминия в стали и присутствия (Al_2O_3) и (TiO_2) в шлаке равновесные отношения между шлаком и металлом восстанавливаются очень быстро. С применением защитной атмосферы угар обоих элементов незначителен. При переплаве же в атмосфере воздуха угар алюминия немного превышает угар титана.

Высокая степень корреляции между теоретическими и экспериментальными результатами подтвердила правильность примененного модели Кожурова и выведенных уравнений для вычисления коэффициентов активности (FeO , SiO_2 , Al_2O_3 и SiO_2) компонентов в шлаках ЭШП.

Raziskave relativne plastičnosti vključkov manganovega sulfida pri vročem valjanju nekaterih konstrukcijskih jekel

UDK: 621.177.014.2:669.14.018.2:539.3
 ASM/SLA: F 23, 1—66, 174-n, Q 236, Q-69
 F. Vodopivec in M. Gabrovšek



Količina sulfidnih vključkov, od katere je odvisna anizotropnost jeklenih plošč in trakov, ni odvisna samo od količine žvepla v jeklu, temveč tudi od načina vročega valjanja jekla. Kovina in manganov sulfid imata pri enaki temperaturi različno plastičnost, zato imata različen podaljšek pri enakem zmanjšanju debeline pri vročem valjanju. Relativno plastičnost manganovega sulfida povečuje utrditev avstenita s trdno raztopino in še bolj nepopolna rekristalizacija jekla med posamičnimi redukcijami debeline, zmanjšuje pa jo parcialna transformacija avstenita v ferit med valjanjem.

1. Kratek povzetek literature in cilj dela

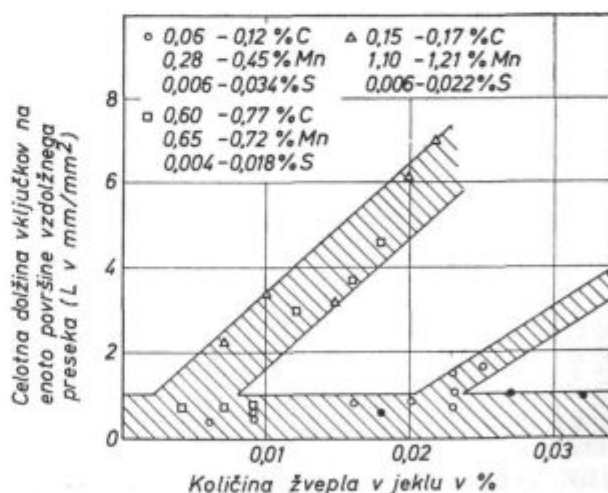
Indeks relativne plastičnosti sulfidnih vključkov je definiran kot razmerje med logaritemsko deformacijo vključkov in jekla (1). Vrednost tega indeksa je pod enoto za vse tri vrste sulfidnih vključkov in v različnih jeklih (2, 3, 4). Relativna plastičnost sulfidnih vključkov raste, ko pada temperatura deformacije, verjetno kot funkcija trdote vključkov in jekla (5, 6). Kaže, da je v procesu deformacije vključkov udeležena tudi torna sila na mejni površini med vključkom in kovino ter napetost, ki nastane zaradi te sile (3). Deformabilnost vključkov, katerih premer v litem jeklu je večji od ca. 0,005 mm, je neodvisna od velikosti (7). Kaže, da se vključki, ki imajo v litem jeklu premer pod 0,001 mm, ne deformirajo (8). Torej je deformabilnost vključkov, katerih premer je v litem jeklu med obema mejama, odvisna od njihove velikosti. Pričakovati je majhno zmanjšanje v indeksu relativne plastičnosti, ko se jeklo deformira rahlo pod temperaturo transformacije avstenit-ferit (3, 5), ker je pri isti temperaturi trdota ferita manjša od trdote avstenita (9).

V jeklenih trakovih, ki so bili valjani s približno enako končno temperaturo, je količina sulfidnih vključkov, ki je definirana kot dolžina vključkov na enoto površine vzdolžnega preseka (v nadalje-

vaju teksta bomo zanjo uporabljali izraz količina vključkov), različna v jeklih z različno sestavo, ki so imela enako količino žvepla (10, 11), kar se lepo vidi na sliki 1. Anizotropija v deformabilnosti trakov v hladnem, izražena kot razmerje med razteznostjo in kontrakcijo v prečni in vzdolžni smeri, je proporcionalna količini vključkov (sl. 2). Je torej različna v različnih jeklih z različno sestavo, ki imajo enako količino žvepla.

Raziskave so pokazale (12), da je tudi v debelih pločevinah iz jekel Č. 1204, Č. 0562 in Nioval 47 količina sulfidnih vključkov na vzdolžnem preseku različna pri enaki količini žvepla v jeklu. Povprečna dolžina vključkov je v jeklih Č. 0562 in Nioval 47 neodvisna od debeline plošč, v jeklu Č. 1204 pa se zmanjšuje, ko raste debelina plošč; v jeklenih trakovih pa povprečna dolžina vključkov raste, ko raste količina mangana v jeklih (sl. 3).

Razumevanje vseh teh empirijskih dognanj je mogoče na osnovi predpostavke, da sta v procesu

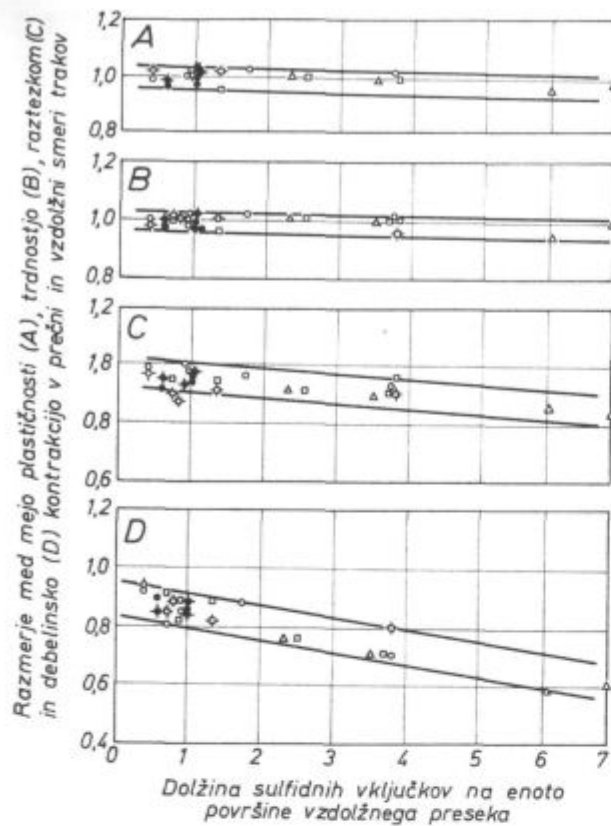


Slika 1
 Odnos med količino žvepla v jeklu in dolžino sulfidnih vključkov na enoto površine vzdolžnega preseka jeklenih trakov (količina vključkov)

Fig. 1
 Relationship between the sulphur content in steel and the length of sulphide inclusions per unit area of longitudinal section of steel strips (amount of inclusions).

Dr. F. Vodopivec, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Dr. M. Gabrovšek, dipl. ing. metalurgije, direktor TKR v Železarni Jesenice

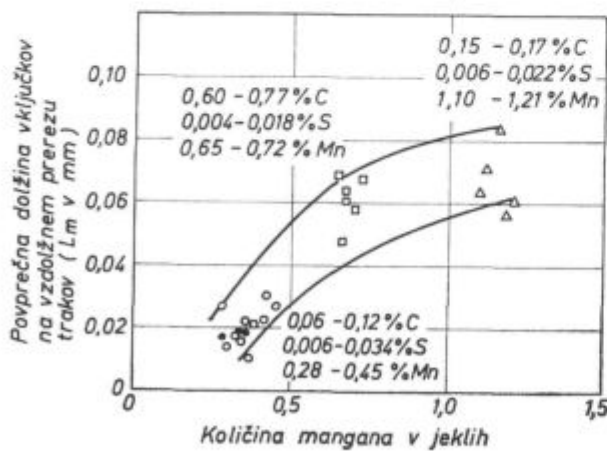


Slika 2

Vpliv količine vključkov na razmerje med lastnostmi trakov v prečni in vzdolžni smeri. Enake oznake kot na sl. 1. A — raztržna trdnost, B — meja plastičnosti, C — raztezek in D — kontrakcija debeline traka. S križcem so označeni normalizirani trakovi.

Fig. 2

Influence of the amount of inclusions on the ratio of properties in transversal and longitudinal direction. The same markings as in Fig. 1. A — ultimate strength, B — yield point, C — elongation, and D — contraction of strip thickness. Normalized strips are marked with crosses.



Slika 3

Vpliv količine mangana v jeklih na povprečno dolžino sulfidnih vključkov v valjanih trakovih

Fig. 3

Influence of manganese content in steel on the mean length of sulphide inclusions in rolled strips.

izoblikovanja vključkov, podaljšanja vključkov manganovega sulfida med vročim valjanjem jekla, udeležena dva dejavnika: sestava jekla in deformacijsko rekristalizacijske razmere med vročim valjanjem. Oba ta dejavnika seveda nista neodvisna, deformacijsko rekristalizacijske značilnosti jekla so namreč odvisne od temperature valjanja in od sestave jekla.

Na osnovi literaturnih rezultatov, ki smo jih povzeli v začetku našega sestavka, ni mogoče razumeti, kako sta oba dejavnika udeležena v procesu oblikovanja vključkov, zato je bilo določeno, da se to empirijsko preveri.

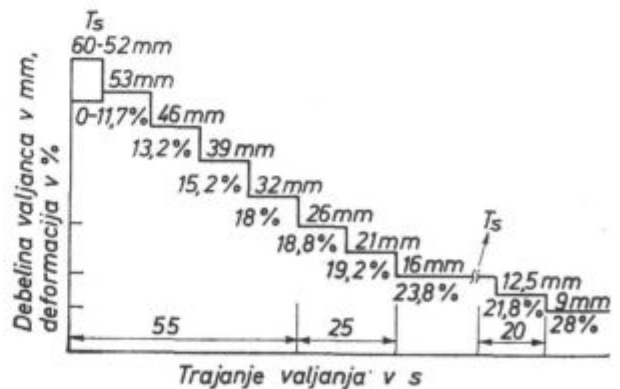
2. Metodika dela

Preizkuse smo napravili na 4 industrijskih jeklih, katerih sestava je podana v tabeli 1. Jekla so bila dobavljena v obliki slabov. Iz njih so bili pripravljene keksi z merami približno $200 \times 100 \times 52$ do 60 mm. Keksi so bili ogrevani 30 minut pri 1200°C in nato zvaljani na debelino okoli 16 mm z začetkom pri 1200°C ali pa z začetkom po ohladitvi na temperature $1100, 1050, 1000, 950$ in 900°C . Končne temperature valjanja so bile 1050 in 790°C , in razumljivo, odvisne od začetnih. Po valjanju so bile nekatere platine ohlajene na zraku, druge pa gašene v vodi zato, da bi ohranili mikrostrukturo jekla ob koncu valjanja. Za primerjavo so bile iz jekla Č. 0562 izvaljane tudi platine z debelino 27 mm. Del platin z debelino 16 mm je bil ponovno ogret na temperaturo valjanja in izvaljan na debelino pribl. 9 mm.

Vse temperature valjanja smo merili med valjanjem z digitalnim infrardečim pirometrom, preverili pa smo jih tudi s simulacijskimi preizkusi.

Na sliki 4 je shematično prikazan potek valjanja s parcialnimi redukcijami.

Vsa jekla so bila pomirjena z aluminijem, torej v sulfidni fazi ni bilo kisika. Tudi količina železa je bila v vseh primerih zelo podobna in pod tisto za katero bi pričakovali, da bi lahko vpli-



Slika 4

Načrt valjanja plošč. T, — začetna temperatura valjanja.

Fig. 4

Flowsheet of rolling plates. T, — initial rolling temperature.

vala na deformabilnost manganovega sulfida. Na sliki 5 so prikazani posnetki vključkov iz slabov. Jekli A in B sta razmeroma bogati z žveplom, zato je bila določitev količine vključkov s povprečnim trosenjem 10 % razmeroma hitra, medtem ko sta jekli C in D siromašni z žveplom, zato je bilo mogoče v razumnem času s sprejemljivo natančnostjo določiti samo povprečno dolžino vključkov.

Število in dolžino vključkov smo določili z individualnim štetjem in merjenjem vključkov v optičnem mikroskopu pri povečavi 500-krat. Upoštevali smo samo vključke z dolžino nad 0,005 mm, zato da bi se skrajšal čas merjenja. Določili smo pravo dolžino vseh vključkov, katere smo opazili v vidnem polju mikroskopa pri prehodu čez pločevino v smeri debeline. V nekaterih vzorcih je dolžina vključkov variirala med spodnjo upoštevano dolžino 0,005 mm in 0,7 mm. Da bi izmerili pravo dolžino takih vključkov, smo morali premakniti mikroskopsko polje.

Ročno štetje in merjenje dolžine vključkov smo izbrali namesto avtomatične analize iz naslednjih razlogov:

— vključki so bili v nekaterih primerih drobni in neravni. Zato projekcijska dolžina, ki jo določi avtomatični analizator velikosti (13), ne ustreza zagotovo pravi dolžini,

— dolžina posamičnih vključkov je bila večja kot premer opazovalnega polja v mikroskopu. Zato razpoložljiva avtomatična naprava ni mogla določiti prave dolžine takih vključkov. Če bi pa analizo izvršili pri manjši povečavi, bi lahko ostali neupoštevani drobni vključki.

Deformabilnost vključkov manganovega sulfida je, kot smo omenili v pregledu virov, odvisna od njihove velikosti. Da bi se izognili napakam zaradi razlike v začetni dolžini vključkov, smo izračunali deformacijo vključkov tako, da smo upoštevali le eno tretjino izmerjenih vključkov, ki so imeli največjo dolžino. Količino vključkov na vzdolžnem preseku jekla smo izračunali seveda z upoštevanjem vseh vključkov.

Pravo deformacijo vključkov bi bilo potrebno določiti iz debeline in dolžine. Ker pa smo merili samo dolžino, smo deformacijo vključkov (e_v) izračunali le iz povprečne dolžine vključkov v valjancu (l_v) in v slabu (l), torej $e_v = \ln(l_v/l)$. Deformacija jekla je razmerje med debelino slaba (t_v) in valjanca (t), torej $e_j = \ln(t_v/t)$. Indeks relativne plastičnosti vključkov manganovega sulfida je torej $v = e_v/e_j$.

Deformacije jekla nismo izvršili v izotermnih pogojih, zato indeks relativne plastičnosti ni opredeljen strogo znanstveno. Kljub temu smatramo, da je lahko koristna osnova za razumevanje ponašanja vključkov manganovega sulfida med vročim valjanjem jekla, ko si sledijo zaporedne parcialne redukcije debeline pri stalno padajoči

temperaturi in prihaja do interakcije deformacijske utrditve, poprave, rekristalizacije in transformacije jekla.

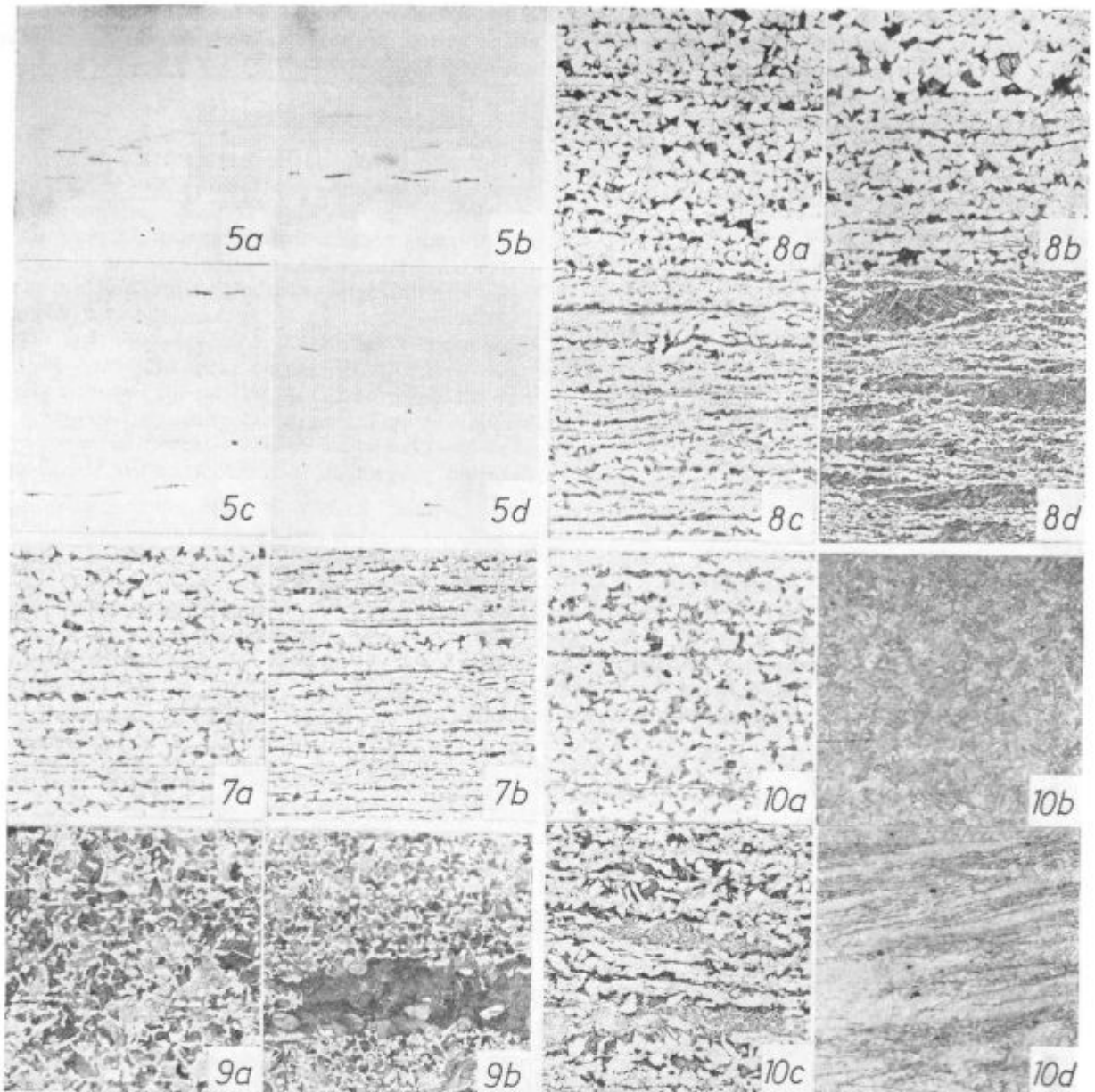
3. Rezultati, opis in razprava

Splošno obliko odvisnosti med temperaturnim področjem valjanja plošč in indeksom relativne plastičnosti za sulfidne vključke prikazuje sl. 6. Pri ponovnem ogrevanju 16 mm plošč pred nadaljevanjem valjanja do debeline 9 mm se je izvršila delna sferoidizacija sulfidnih vključkov. Zato plošč z debelino 9 mm, ki so bile izvaljane z začetno temperaturo 1200°C, v grafikonu na sl. 6 nismo upoštevali. Opazili smo podobno obnašanje vključkov pri deformaciji, neodvisno od debeline plošč. Vendar bo naša razprava osnovana predvsem na značilnostih plošč z debelino 16 mm, zato ker smo detajlno pregledali le mikrostrukturo teh plošč.

Relativna plastičnost sulfidnih vključkov je najmanjša v jeklu A, ki ima najmanj legirnih elementov v vsem intervalu temperature valjanja. Indeks relativne plastičnosti raste, ko se znižuje temperatura valjanja, vendar opazimo zmanjšanje relativne plastičnosti pri končni temperaturi valjanja 830°C, ki je pod temperaturo transformacije avstenita v jeklu. Znova se indeks relativne plastičnosti poveča, ko se temperatura konca valjanja še zniža na 790°C, ko se del deformacije izvrši v jeklu, v katerem prevladuje ferit nad avstenitom.

Na obruskih smo lahko potrdili prisotnost ferita v jeklu med valjanjem pod 830°C. Pri večjih temperaturah valjanja je jeklo dobilo mikrostrukturo iz rahlo trakasto razporejenih poligonalnih zrn ferita in perlita (sl. 7 a). Po zračnem ohlajanju s temperature konca valjanja 790°C opazimo v trakasti mikrostrukturi često zvezne ali polzvezne sloje perlita, ki so ločeni s slojem feritnih zrn stebraste oblike (sl. 7 b). Taka mikrostruktura se razvije, ker se med valjanjem premeni del avstenita, nastali ferit je močno plastičen in se deformira v tanke sloje, iz teh pa pri ohlajanju lateralno rastejo feritna zrna v preostali avstenit. Z ogljikom nasičeni preostali avstenit se transformira v perlit pri ustrezni temperaturi (13).

V jeklu B, ki ima povečano količino mangana, se pojavi hitro povečanje indeksa relativne plastičnosti pri končni temperaturi valjanja 910°C in hitro zmanjšanje indeksa pri končni temperaturi valjanja 790°C. Po koncu valjanja pri 910°C je mikrostruktura iz rahlo trakasto razporejenih poligonalnih zrn ferita in perlita (sl. 8 a). Nižja temperatura valjanja ustvari podobno, vendar bolj trakasto mikrostrukturo, v kateri se pojavijo lečaste kolonije večjih feritnih in perlitnih zrn (sl. 8 b). Pri najnižji temperaturi je bilo teh kolonij največ, obdane so bile z drobnozrnato feritno-perlitno matico. Trakasto razporeditev je zelo izrazita in perlit najdemo često v neprekinje-



5a, 5b,	8a, 8b,
5c, 5d	8c, 8d
7a, 7b	10a, 10b,
9a, 9b	10c, 10d

Slika 5
Sulfidni vključki v slabih jekel A, B, C in D. Povečava 100 ×.
Fig. 5
Sulphide inclusions in A, B, C, and D steel slabs. Magnification 100 ×.

Slika 7 a in b
Mikrostruktura v ploščah iz jekla A po končnih temperaturah valjanja 870 in 790° C in ohladitvi na zraku.
Povečava 100 ×.

Fig. 7
a and b Microstructure of plates of A steel after the final rolling temperatures 870 and 790° C and air cooling.
Magnification 100 ×.

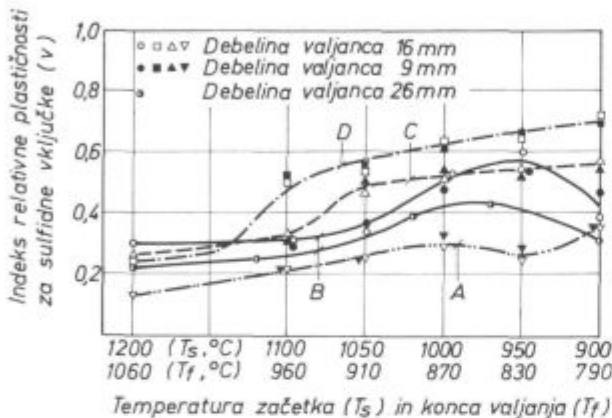
nih slojih z dolžino nekaj mm (sl. 8 c). V ploščah, ki so bile gašene po valjanju, smo opazili mikrostrukturo iz velikih bajnitnih zrn v drobnozrnati matici iz ferita in perlita (sl. 8 d). Ta mikrostruktura kaže, da se ni izvršila rekristalizacija avstenita do konca med zaporednimi redukcijami pri končni temperaturi valjanja 870°C in nižje. Pri končni temperaturi valjanja 790°C se je del valjanja izvršil že v dvofaznem področju avstenit-ferit. Odvisnost med temperaturo valjanja in in-

deksom relativne plastičnosti vključkov manganovega sulfida je podobna v jeklih C in D, kot v jeklu B z dvema izjemama. V jeklih C in D ni znakov transformacije avstenita med valjanjem, področje hitrega povečanja indeksa relativne plastičnosti pa je pomaknjeno k višji temperaturi, najvišje je v jeklu B, ki je legirano z niobijem.

Tudi razvoj mikrostrukture v odvisnosti od pogojev valjanja je v jeklih C in D podoben kot v jeklu C. Pri visoki temperaturi konca valjanja dobita obe jekli mikrostrukturo iz enakomernih poligonalnih zrn ferita in perlita (sl. 9 a in 10 a). Večja lečasta zrna in skupki zrn se pojavijo po valjanju pri nizki končni temperaturi (sl. 9 b, 9 c in 10 c). V plošči iz jekla D, ki je bila gašena z visoke temperature konca valjanja 1060°C, je mikrostruktura iz poligonalnih zrn avstenita; v plošči, ki je bila gašena s končne temperature valjanja 790°C, pa je mikrostruktura le iz sploščenih zrn avstenita (sl. 10 b in 10 d), kar je znak, da ni bilo rekristalizacije.

Mikrostruktura je dokaz, da pride do hitrega povečanja indeksa relativne plastičnosti manganovega sulfida pri vroči deformaciji jekla pod temperaturo T_{pr} , ko se ne izvrši popolna rekristalizacija avstenita med parcialnimi redukcijami jekla. Ta temperatura je nad 960°C v mikrolegiranem jeklu D, kar se ujema s starejšimi ugotovitvami pri jeklu iste vrste (14) in je nekaj višje, kot se sicer navaja za tovrstna jekla (15).

Torej povzroča delna rekristalizacija avstenita po prehodih med valji precejšnje povečanje relativne plastičnosti vključkov manganovega sulfida. Začetna temperatura, ko se to hitrejše večanje indeksa relativne plastičnosti začne T_{pr} , je odvisna od sestave jekla. Pri enakih pogojih valjanja to



Slika 6

Odvisnost med začetno temperaturo valjanja (T_s) in indeksom relativne plastičnosti vključkov manganovega sulfida (v).

Na abscisi so tudi končne temperature valjanja plošč (T_f) z debelino 9 in 16 mm iz jekel A, C in D ter debelin 9, 16 in 27 mm iz jekla B.

Fig. 6

Relationship between the initial rolling temperature (T_s) and the index of relative plasticity of manganese sulphide inclusions (v). Final rolling temperatures of 9 and 16 thick plates (T_f) made of A, C, and D steel, and 9, 16, and 27 mm thick plates made of B steel are marked also on the abscissa.

Slika 8 a, b, c in d

Jeklo B. Mikrostruktura v 16 mm ploščah. Povečava 100 ×. a) Končna temperatura valjanja 910°C, ohlajeno na zraku; b) Končna temperatura valjanja 870°C, ohlajeno na zraku; c) Končna temperatura valjanja 790°C, ohlajeno na zraku; d) Končna temperatura valjanja 790°C, gašeno v vodi.

Fig. 8

a, b, c, and d Microstructure of 16 mm B steel plates. Magnification 100 ×. a. Final rolling temperature 910°C, cooled in air, b. Final rolling temperature 870°C, cooled in air, d. Final rolling temperature 790°C, quenched in water. c. Final rolling temperature 790°C, cooled in air.

Slika 9 a, b in c

Jeklo C. Mikrostruktura v 16 mm ploščah. Končne temperature valjanja 960, 910 in 790°C, ohladitev na zraku. Povečava 100 ×.

Fig. 9

a, b, and c Microstructure of 16 mm C steel plates. Final rolling temperatures 960, 910, and 790°C, cooled in air. Magnification 100 ×.

Slika 10 a, b, c in d

Jeklo D. Mikrostruktura v 16 mm ploščah. Povečava 100 ×. a) Končna temperatura valjanja 1060°C, ohladitev na zraku; b) Končna temperatura valjanja 1060°C, gašenje v vodi; c) Končna temperatura valjanja 830°C, ohladitev na zraku; d) Končna temperatura valjanja 790°C, gašenje v vodi.

Fig. 10

a, b, c, and d Microstructure of 16 mm D steel plates. Magnification 100 ×. a. Final rolling temperature 1060°C, cooled in air, b. Final rolling temperature 1060°C, quenched in water, c. Final rolling temperature 830°C, cooled in air, d. Final rolling temperature 790°C, quenched in water.

temperaturo poveča dodatek mangana, ogljika in niobija v jeklo, pri čemer je vpliv niobija najmočnejši. Zanimivo pa je, da je hitra rast indeksa relativne plastičnosti sulfidnih vključkov omejena na relativno ozko temperaturno področje. Ko se temperatura zniža pod mejo tega področja T_{pr} , postane rast relativne plastičnosti počasnejša in podobna rasti nad temperaturo T_{pr} , ki je pri vseh jeklih podobna.

Sestava sulfidnih vključkov je bila v vseh jeklih podobna. Jekla so bila pomirjena z aluminijem, torej v manganovem sulfidu ni bilo kisika, ki močno povečuje trdoto in zmanjša deformabilnost. V vseh jeklih je elektronska mikroanaliza pokazala podobno količino železa v manganovem sulfidu. Torej lahko trdimo, da različno ponašanje vključkov pri valjanju ni posledica razlike v sestavi.

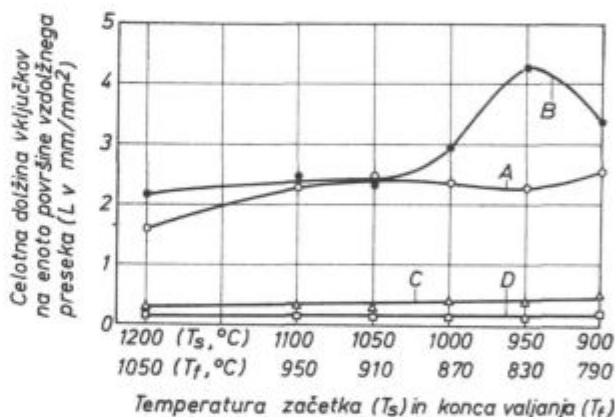
Odvisnost med temperaturo valjanja in indeksom relativne plastičnosti ne kaže nobenih znakov deformacijske utrditve manganovega sulfida in njegove rekristalizacije. Vključki so v vseh jeklih enake sestave. V primeru, da bi prihajalo v njih do procesov deformacijske utrditve in mehčanja z rekristalizacijo, ki bi se odražali na relativni plastičnosti, bi pričakovali, da bo v odvisnostih na sl. 6 pri vseh jeklih neka značilnost pri približno enaki temperaturi. Tega ni, zato se nam zdi utemeljen sklep, da deformacijska utrditev in rekristalizacija manganovega sulfida ne prihajata v poštev kot dejavnika, ki zaznavno vplivata na relativno plastičnost.

Zato se nam zdi popolnoma utemeljeno, če odvisnost med temperaturo valjanja in indeksom relativne plastičnosti manganovega sulfida, ki je prikazana na sl. 6, razložimo le z dogajanjem v jeklu.

Nad temperaturo T_{pr} znižanje temperature povzroča počasno in stalno večanje indeksa relativne plastičnosti manganovega sulfida. Razlaga je, da z znižanjem temperature raste razmerje med trdoto jekla in trdoto vključkov (5, 6). Ko se jeklo valja pod T_{pr} , rekristalizacija avstenita ni popolna po vsaki redukciji debeline valjanca. Ko se zniža temperatura, raste delež nerekrystaliziranega avstenita in približno pod T_{nr} je mikrostruktura večinoma iz nerekrystaliziranih

avstenitnih zrn. Naraščajoča količina nerekrystaliziranega avstenita pod T_{pr} povečuje trdoto jekla, torej raste razmerje med trdoto matriksa in trdoto vključkov. To povečuje, kot je bilo že omenjeno, indeks relativne plastičnosti sulfidnih vključkov. Pod temperaturo T_{nr} poprava avstenita verjetno preprečuje hitro naraščanje trdote matriksa, povečanje trdote postaja podobno kot nad T_{pr} . Indeks relativne plastičnosti je večji, zato ker je trša matica, ki obdaja sulfidne vključke.

Omenili smo že, da je količina vključkov v toplo valjanih trakovih in ploščah odvisna pri enaki količini žvepla od sestave jekla (10, 11, 12). Jasno je sedaj, da je to razliko potrebno povezati z razliko v relativni plastičnosti manganovega sulfida v različnih jeklih. To nam potrjuje tudi primerjava slike 6 s sliko 11. Zadnja prikazuje razmerje med temperaturo valjanja in količino sulfidnih vključkov. Omenili smo že, da sta bili jekli C in D razmeroma siromašni z žveplom, imeli sta malo sulfidnih vključkov in je bila natančnost pri določanju količine vključkov enake velikosti kot količina vključkov. Odvisnost med temperaturo valjanja in relativno plastičnostjo ter med temperaturo valjanja in količino vključkov je zelo



Slika 11

Vpliv začetne (T_s) in končne (T_f) temperature valjanja plošč iz jekel A in B na količino sulfidnih vključkov.

Fig. 11

Influence of the initial (T_s) and the final (T_f) rolling temperature for A and B steel plates on the amount of sulphide inclusions.

Tabela 1: Sestava jekel, količina vključkov in vsebnost železa v sulfidnih vključkih

Jeklo	Vrsta	Element v %									
		C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	Fe ¹	L ²
A	Č. 0462	0,14	0,22	0,50	0,01	0,034	0,05	—	—	3,1	0,62
B	Č. 0562	0,16	0,33	1,24	0,017	0,027	0,02	—	—	3,1	1,22
C	Č. 1531	0,48	0,24	0,62	0,013	0,01	0,02	—	—	2,7	0,21
D	Nioval 47	0,15	0,42	1,48	0,008	0,006	0,056	0,055	0,07	2,4	0,08

¹ Vsebnost železa v vključkih manganovega sulfida v slabih

² Dolžina sulfidnih vključkov na mm² površine vzdolžnega preseka slabov

podobna pri jeklih A in B. Jeklo B ima v ploščah, ki so valjane v intervalu temperature nepopolne rekristalizacije avstenita, pomembno povečanje količine sulfidnih vključkov. Ta je izražena, kot smo že povedali, z dolžino sulfidnih vključkov na mm² površine vzdolžnega preseka valjanca.

Pri valjanju pri temperaturi delne premene avstenita v ferit se opaža zmanjšanje količine vključkov, vendar kaže jeklo A, da je zmanjšanje relativne plastičnosti zaradi valjanja v dvofaznem področju avstenita in ferita omejeno na zelo ozek interval temperature in zato nima tehnološkega pomena.

Končno lahko sklepamo, da je vzrok za različno količino sulfidnih vključkov v toplo valjanih trakovih in ploščah iz različnih jekel, ki imajo enako količino žvepla, predvsem v različnosti rekristalizacijske sposobnosti teh jekel pri zaporednih redukcijah debeline pri valjanju. Velja tudi, da sta manj pomembna vpliv utrditve jekla zaradi trdne raztopine, torej direkten vpliv legiranja jekla in vpliv transformacije avstenita med valjanjem.

4. Sklepi

Izvršili smo raziskave s ciljem, da opredelimo vpliv temperature valjanja na relativno plastičnost sulfidnih vključkov v 4 različnih jeklih. Začetna temperatura je bila v intervalu med 1200 in 900° C, končna temperatura pa v intervalu med 1050 in 790° C. Valjanje se je izvršilo v 7 prehodih s skupno redukcijo 73 % v eni vročini. Zaradi verifikacije smo izvršili tudi valjanje z večjo in manjšo redukcijo. Deformacija vključkov je bila določena kot razmerje njihove povprečne dolžine v valjancu in v začetnem slabu. Na osnovi rezultatov raziskave smo izoblikovali naslednje sklepe:

— vpliv temperature valjanja na relativno plastičnost sulfidnih vključkov je odvisen od sestave jekla,

— utrditev avstenita s trdno raztopino zaradi legiranja v jeklo elementov, ki so topni v avstenitu, na primer mangan in silicij, povečuje relativno plastičnost,

— deformacijska utrditev jekla, zato ker se med zaporednimi prehodi med valji ne izvrši kompletna rekristalizacija avstenita, poveča relativno plastičnost mnogo bolj kot utrditev jekla

zaradi trdne raztopine. Dodatek mangana, ogljika, in posebno niobija, zadržuje rekristalizacijo jekla med zaporednimi redukcijami debeline pri valjanju,

— relativna plastičnost hitreje raste v omejenem intervalu temperature kot nad tem intervalom in pod njim. To razlagamo z vplivom rekristalizacije in poprave na trdoto jekla med valjanjem,

— delna transformacija avstenita v ferit med valjanjem zmanjša relativno plastičnost v sorazmerno ozkem intervalu temperature,

— valjanje jekla v temperaturnem intervalu, ko prihaja do deformacijske utrditve avstenita med valjanjem, lahko dvakrat poveča količino vključkov, izraženo kot dolžino vključkov na enoto površine vzdolžnega preseka valjanca, katerega redukcija pri valjanju je dosegla 73 %.

Analize vključkov je izvršila M. Jakupovič.

Sredstva za to raziskovalno delo je prispevala Železarna Jesenice.

Viri

1. T. Malkievicz and S. Rudnik: JISI, 1963, 201, 33—38.
2. P. J. H. Maunder and J. A. Charles: *ibid.*, 1968, 206, 705 do 715.
3. T. J. Baker and J. A. Charles: *ibid.*, 1973, 211, 187—192.
4. T. J. Baker and J. A. Charles: *ibid.*, 1972, 210, 680—690.
5. K. B. Gove and J. A. Charles: *Metals Techn.*, 1974, 1, 425—431.
6. T. J. Baker, K. B. Gove and J. A. Charles: *Metals Techn.*, 1976, 3, 183—193.
7. K. B. Gove: Ph. D. Thesis, University of Cambridge, 1972. *Loc. cit.* ref. 8.
8. A. Segal and J. A. Charles: *Metals Techn.*, 1977, 4, 177 do 182.
9. D. M. Keane, C. M. Sellars and W. J. Mc G. Tegart: *Deformation under hot working conditions*, ISI Publ. 108, 1968, 21—28.
10. F. Vodopivec, J. Arh and B. Ralič: *Železarski Zbornik*, 1975, 9, 167—179.
11. F. Vodopivec, J. Arh, B. Ralič and T. Lavrič: *Revue de Métallurgie*, 1978, 75, 691—698.
12. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, I. Rak, B. Ralič and J. ZvoKelj: *Železarski Zbornik*, 1978, 12, 1—16.
13. D. Dulieu and I. G. Davis: *Metals Techn.*, 1975, 2, 178 do 194.
14. F. Vodopivec, M. Gabrovšek and M. Kmetič: *Härterei-Technische Mitteilungen*, 1977, 32, 284—291.
15. I. L. Dillamore, R. F. Dewsnap and M. G. Frost: *Metals Techn.*, 1975, 2, 294—302.

ZUSAMMENFASSUNG

Einfluss des Warmwalztemperaturintervalles auf das relative Verformungsvermögen der Mangansulfideinschlüsse in den Stählen C 0462, C 0562, C 1530 und Nioval 47 ist untersucht worden. Die Walzanfangstemperatur war 1200 bis 900° C, die Walzendtemperatur 1050 bis 790° C. In einer Hitze sind aus Brammen von 55 mm Dicke Platten von 16 mm Dicke, und zum Vergleich auch Platten von 26 mm Dicke, aus Stahl C 0562 ausgewalzt worden. In zwei Hitzen sind Platten von 9 mm Dicke ausgewalzt worden. Die 16 mm dicken Platten wurden in 7 Stichen mit Abnahmen von 11,7 bis 23,8 % ausgewalzt. In Brammen und in ausgewalzten Platten ist die durchschnittliche Länge von einem Drittel der Einschlüsse, mit der grössten Länge bestimmt worden. Aus dieser wurde dann das relative Verformungsvermögen der Mangansulfideinschlüsse, welche nach der Analyse im Elektronenmikroskop etwa 3 % Fe enthalten, errechnet.

Die Untersuchungsergebnisse zeigten folgendes:

— der Einfluss der Walztemperatur auf das relative Verformungsvermögen der Mangansulfideinschlüsse ist von der Stahlzusammensetzung abhängig.

— die Verfestigung von Austenit mit Mn, C und Nb in harter Lösung, vergrössert das relative Verformungsvermögen von Mangansulfid.

— die Verfestigung von Stahl verursacht durch die unvollkommene Rekristallisation von Austenit nach der Verformung durch die aufeinanderfolgende Dickenabnahme vergrössert das relative Verformungsvermögen stärker als das durch die Verfestigung der harten Lösung bewirkt wird.

— das relative Verformungsvermögen der Sulfideinschlüsse wächst schnell in einem bestimmten Temperaturintervall wegen der Überdeckung der Verformungsverfestigung, der Rekristallisation, und der Austeniterholung.

— eine teilweise Umwandlung von Austenit in Ferrit während der Walzung vermindert das relative Verformungsvermögen in einem begrenzten Temperaturintervall.

— das Warmwalzen von Stahl im Intervall des grössten relativen Verformungsvermögens der Sulfideinschlüsse, kann die Einschlussmenge, ausgedrückt durch die Einschlusslänge in der Längsschnitteinheit des Walzgutes, verdoppeln.

SUMMARY

Influence of the temperature interval of hot rolling C 0462, C 0562, C 1530, and Nioval 47 steel on the relative plasticity of manganese sulphide inclusions was investigated. Initial rolling temperature varied between 1200 and 900° C, and the final one between 1050 and 790° C. In one heat, 16 mm plates (for comparison also 26 mm plates) were rolled out of 55 mm C 0562 steel slabs. In two heats, also 9 mm plates were rolled. Rolling 16 mm plates included 7 passes with partial reductions between 11.7 and 23.8 %. The mean length of the one third of inclusions with the greatest length was determined in the slabs and rolled plates thus enabling the calculation of the relative plasticity of manganese sulphide inclusions which contain about 3 % Fe as obtained by the electron microanalyzer.

The investigation results are the following:

— The influence of the rolling temperature on the relative plasticity of manganese sulphide inclusions depends on the steel composition;

— hardening of austenite due to manganese, carbon, and niobium solid solution increases the relative plasticity of manganese sulphide;

— deformation hardening of steel because of incomplete recrystallization of austenite between the consecutive reductions of thickness increases the relative plasticity much more than the solid solution hardening;

— relative plasticity of sulphide inclusions increases fast in certain temperature interval because the deformation hardening, the recrystallization and the recovery of austenite are overlapped;

— partial transformation of austenite into ferrite during rolling reduces the relative plasticity in a limited temperature interval;

— hot rolling of steel in the interval of the highest relative plasticity of sulphide inclusions can twice increase the amount of inclusions which is expressed by the length of inclusions per unit of longitudinal cross section of the rolled piece.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовали влияние температурного интервала горячей прокатки на относительную пластичность включений сернистого марганца в сталях марок C 0462, C 0562, C 1530 и Nioval 47. Начальная температура составляла от 1200 до 900°, а конечная — от 1050 до 790°. За один нагрев были прокатаны из слэбов толщиной прибл. 55 мм пластины в толщине 16 мм, а для сравнения из стали марки C 0562 пластины в толщине 26 мм. С двумя нагревами прокатаны также пластины толщиной 9 мм. Прокатывание пластин толщиной 16 мм велось в 7 проходов с парциальной редукции между 11,7 и 23,8 %. В слэбах и в катаных пластинах определяли среднюю длину 1/3 включений самой большой длины, и из длины высчитали относительную пластичность включений сернистого марганца, которые на основании анализа в электронном микроанализаторе содержат прибл. 3 % Fe.

Результаты исследований показали следующее:

— влияние темп-ры прокатывания на относительную пластичность включений сернистого марганца зависит от состава стали;

— упрочнение аустенита с твердым раствором под действием марганца, углерода и ниобия увеличивает относительную пластичность сернистого марганца;

— на основании того, что рекристаллизация аустенита, в связи с последовательным уменьшением толщины вполне не выполняется, деформационное упрочнение стали увеличивает относительную пластичность гораздо эффективнее, чем это выполняет упрочнение с твердым раствором;

— относительная пластичность сульфидных включений быстро увеличивается в определенном темп-ом интервале вследствие перекрывания деформационного упрочнения, рекристаллизации и доделки аустенита;

— в определенном, ограниченном темп-ом интервале, частичное трансформирование аустенита в феррит уменьшает во время прокатки относительную пластичность;

— горячая прокатка стали в интервале максимальной пластичности сульфидных включений в состоянии в двойне увеличивает количество включений; это выражено величиной включений на единицу продольного сечения прокатного изделия.

Vpliv peska jeder na lastnosti enotnega bentonitnega peska

UDK: 621.742.42.42
ASM/SLA E18r, E18s, NM-f45

Vito Uršič



Članek podaja rezultate ugotavljanja vpliva dotoka povratnega, neregeneriranega peska jeder v krožeči enotni bentonitni pesek, zaradi česar se spreminjajo njegove karakteristike. V izhodno bentonitno mešanico smo dodajali različne količine ostankov CO₂, furanskega in Hot-box peska in določali livarske lastnosti teh mešanic. Ugotovili smo, da peski jeder v splošnem slabšajo lastnosti bentonitnega peska.

UVOD

Postopek izdelave form iz bentonitnih peščenih mešanic, zgoščenih s stresanjem in stiskanjem, je v livarnah še vedno zelo prisoten. Ta način uvrščamo v t.i. I. generacijo formarskih postopkov. Delovni postopek je daleč najstarejši in najenostavnejši¹. Pri tem mislimo na enostavne komponente, iz katerih je sestavljena peščena mešanica, na njeno pripravo in na postopek formiranja, ki je nekoč predstavljal težko ročno delo, danes pa so nam na voljo različni formarski stroji in avtomati.

Istočasno z omenjenim načinom izdelave form pa so v uporabi tudi postopki formiranja in izdelave jeder II. generacije. V tem primeru se peščene mešanice v okvirjih, oz. jedrovniki utrjujejo na kemijski osnovi, s pomočjo reakcij, ki potekajo med posameznimi komponentami. Kot vezivo sta se najprej uveljavila cement in vodno steklo. Oba štejemo med anorganske spojine. Iz dneva v dan pa vse več uporabljamo organske umetne smole. Spekter postopkov je izredno pisan in že nekoliko nepregleden. Najenostavnejša razdelitev privede do dveh skupin:

- postopki, pri katerih se peščena mešanica utrjuje pri normalnih temperaturah,
- postopki, pri katerih je potrebno za utrjevanje dovajati toplotno energijo.

Predavanje avtorja na jugoslovanskem simpoziju o livarstvu, Budva, 26.—29. oktobra 1978

Vito Uršič, dipl. ing. metalurgije, raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Veliko postopkov utrjevanja livarskih peščenih mešanic poznamo in uporabljamo že tudi v naših livarnah.

Pri izdelavi form najpogosteje srečujemo primere, ko je forma izdelana iz enotnega, krožečega peska, vezanega z bentonitom, medtem ko so jedra narejena bodisi iz CO₂ peska, ali iz mešanic z umetnimi smolami. Pri iztresanju ulitih form prihaja do mešanja dveh vrst peskov, ki sta si po svojem značaju močno različna. Prevladuje seveda bentonitni pesek, ki ga je lahko do 90 %, ostalo pa predstavlja pesek jeder. Čeprav je to na pogled majhen delež, pa je njegov vpliv precejšen. Ta se kaže v dveh možnih oblikah:

- v krogotok povratnega peska prihaja uporabljen, a neregeneriran pesek jeder,
- vezivo v jedrih med ulivanjem izpareva in se kondenzira na površini peščenih zrn, ki jih obdaja bentonitni ovoje².

Oglejmo si najprej prvi primer!

Jedra, vezana z umetnimi smolami, v večini primerov po ulivanju dobro razpadejo. Na površini manjših sprimkov peska ali na posameznih peščenih zrnih pa se nahajajo ovoji delno ali popolnoma zgorelega veziva. Ti ostanki, katerih količina je odvisna od obremenitve peska, po regeneriranju z bentonitom in vodo nimajo vezivnih sposobnosti; nasprotno, zmanjšujejo celo vezivnost bentonita.

Še bolj neugodno je, če imamo opraviti z ostanki CO₂ peska. Jedra po ulivanju slabo razpadajo. Večje ali manjše grude sicer prihajajo ob ponovni pripravi peska v mešalec, vendar se tam ne zdrobijo dovolj in že s svojo fizično prisotnostjo prispevajo k nehomogenosti mešanice.

Dokler bodo forme sestavljene iz več vrst peskov, se mešanju ne bomo mogli izogniti. Zato moramo stremeti za tem, da te nezaželene vplive nekako kompenziramo.

Tako je bilo tudi v zvezi s to problematiko opravljenih mnogo tujih in domačih raziskav, na osnovi katerih naj bi livarji dobili nasvete za praktično delo.

PREGLED TUJIH RAZISKAV

Raziskovalci pristopajo k preiskavam ponašanja krožečega peska na dva načina:

— pripravijo peščeno mešanico z ustreznimi lastnostmi in vanjo večkrat zapovrstjo ulivajo preizkusni ulitek; zasledujejo, kako se pri tem spreminjajo lastnosti peska, ne da bi mešanico regenerirali po vsakem ulivanju,

— pripravijo peščeno mešanico z ustreznimi lastnostmi in po vsakem ulivanju kontrolirajo sestavo povratnega peska; z dodajanjem regeneracijskih dodatkov želijo doseči izhodne lastnosti mešanice.

Novejša dela Brümerja in Lautzusa⁵ še niso dala odgovora, zakaj se slabšajo lastnosti krožečega bentonitnega peska, kadar v krogotok prihaja tudi pesek jeder. Omenjena raziskovalca sta svoje raziskave izvajala po drugem, zgoraj opisanem načinu. Tlačno trdnost mešanice sta držala skozi cel poizkus konstantno, in sicer 20 N/cm². Pri tem pa sta ugotovila, da se pri tem močno spreminja, popolnoma neodvisno, trdnost kondenzacijske plasti. Mogoče je prav to razlog, da smatramo danes trdnost kondenzacijske plasti za eno najpomembnejših lastnosti in pokazatelja kakovosti bentonitnega peska.

Podobne rezultate so dobili tudi Pohl in Sagmeister iz livarskega inštituta v Leobnu⁴ ter Polašek iz Brna⁵. Prišli so do zaključka, da zaradi dotoka peska jeder bentonitnemu pesku upada tlačna trdnost, vezivna sposobnost, trdnost kondenzacijske plasti, na drugi strani pa rasteta plinska vrednost in potreba po večji vlagi. Polašek pripisuje največji vpliv kemijski sestavi in naravi peska jeder. Njegovi rezultati kažejo, da je najneugodnejši učinek furanskega peska.

Druge vrste vpliv peska jeder na bentonitni pesek je v tem, da vezivo, najpogosteje umetna smola, med ulivanjem izpareva in se kondenzira na površini peščenih zrn, ki jih obdaja glineni ovoj. Plinska faza prodira v stene forme. Z oddaljevanjem od livne votline pada pregretost peska in na neki meji, kjer je pesek še dovolj hladen, se pare začno kondenzirati. Tega pojava v običajnih pogojih dela skoraj ne moremo opaziti, ker ga prekrivajo drugi vzporedni procesi. Tudi določanje žaroizgub v tem pogledu ne prihaja v poštev. Zato je D. Boenisch^{2,6} za laboratorijske raziskave skonstruiral napravo, ki jo imenuje »Generator — Receptor«. V spodnjem delu je peščena mešanica z umetno smolo, nad njo pa plast z bentonitom vezanega peska. Spodnjo plast je segreval, tako da je vezivo začelo izparevati in so pare prodirale v bentonitni pesek receptorja. Na ta način je potrdil svojo predpostavko o t.i. »Cover efektu«. Kolikšen in v kakšni obliki bo ovoj iz kondenzata na peščenih zrnih, je odvisno od razmerja med količino smole v pesku generatorja in količino

bentonita v pesku receptorja. Dokler je ovoj še v obliki mreže, se vezivnost še ne zmanjša mnogo, če pa je bolj kompakten, je njegov vpliv močnejši. Tudi on je ugotovil, da se slabšajo razne vrste trdnosti, da se pesek bolj zgoščuje, da ima večjo nasipno težo, da se zmanjša propustnost za pline in da se poveča zahteva po vlagi. Za najškodljivejšega smatra Boenisch kondenzat iz Cold-box peska.

LASTNE RAZISKAWE

Pred dvema letoma smo v neki slovenski livarni zasledovali kakovost in tehnološke lastnosti krožečega bentonitnega peska. Naš cilj je bil, da izboljšamo pripravo peska — regeneracijo s čimbolj natančno določenimi količinami dodatkov — vode, bentonita, livarske črnine in škrobne komponente. Poizkus smo izvajali tako, kot je navedeno v prejšnjem poglavju, druga možnost. Pripravili smo zadostno količino peščene mešanice za nekaj poskusnih ulitkov. Po vsakem ulivanju smo kontrolirali sestavo povratnega peska in dodali tako količino regeneracijskih dodatkov, da smo približno dosegli začetne lastnosti. Na ta način je pesek doživel dvajset obratov. Ulivali smo ulitke — zavorne bobne brez jeder, torej smo imeli opraviti s čistim bentonitnim peskom. Ko smo po tem polindustrijskem poizkusu začeli zasledovati krožeči enotni pesek v redni proizvodnji in pri regeneraciji upoštevali prej pridobljene izkušnje, pa so nastala neka nerazumljiva odstopanja. Upoštevatni smo morali več dejavnikov, ki so vplivali na lastnosti regeneriranega peska in eden med njimi je bil tudi vpliv peska jeder. Le-ta so bila izdelana po CO₂ postopku, iz furanskega peska in nekaj tudi iz Hot-box peska. Zato smo se odločili, da s poizkusi ugotovimo, kolikšen je dejanski vpliv peska jeder⁷.

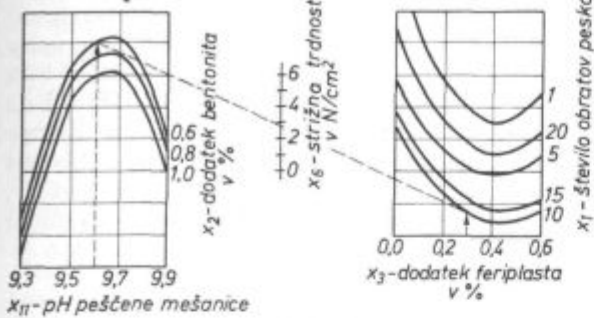
Pri analiziranju rezultatov polindustrijskega poizkusa se je izkazalo, da dosežemo največjo strižno trdnost (ki je v določeni meri premosorazmerna tlačni trdnosti), če so imele mešanice pH-vrednost okoli 9,7. Pri višjih ali nižjih vrednostih pa je močno padla. Izhajali smo torej iz predpostavke, da pesek jeder spremeni pH-vrednost bentonitnega peska (slika 1).

pH — CO ₂ peska	9,95
pH — furanskega peska	3,10
pH — Hot-box peska	8,20

Izdelali smo peščene mešanice, v katerih smo čistemu bentonitnemu pesku dodajali različne količine neregeneriranih peskov jeder. Bentonitni pesek je imel v izhodnem stanju pH-vrednost 10,15. Dodatki CO₂ peska so pH le malenkostno znižali — na 10,10. Dodatki furanskega peska pa so znižali pH preko 9,8 na 9,55. Dodatki manjših količin Hot-box peska so pH-vrednost znižali na

$$X_6 = -458707 + 1940x_3^2 - 1528x_3 + 3,48x_1^2 - 80x_1 - 4942x_{11}^2 + 95337x_{11} - 168x_2^2 \pm 29$$

(n=57)



Slika 1

Strižna trdnost v odvisnosti od pH-vrednosti peščene mešanice, dodatka bentonita, dodatka feriplasta in števila obratov peska

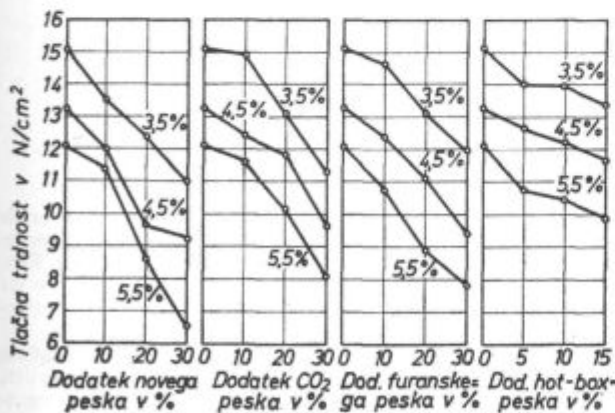
Fig. 1

Shear strength depending on the pH value of sand mixture, bentonite additions, ferriplast additions, and number of sand revolutions.

9,80. Po teh podatkih smo pričakovali najbolj neugoden vpliv furanskega peska in Hot-box-peska. Vendar ni bilo tako.

Ko smo iz mešanic napravili preizkusne valjčke za določanje različnih lastnosti, se je izkazalo drugače.

Na slikah 2, 3 in 4 so prikazane tlačna, strižna in razkolna trdnost v odvisnosti od količine dodanega peska jeder in vlage. Vidimo, da so v vseh treh primerih imeli najslabše lastnosti peski, ki smo jim dodali CO₂ pesek. Medtem ko je pri drugih dveh dodatkih viden tudi vpliv količine vlage, je pri CO₂ pesku ta vpliv zanemarljivo majhen. Še bolj je to opazno na sliki 5, kjer smo vnesli rezultate merjenja trdnosti kondenzacijske plasti. CO₂ pesek drastično zmanjša te vrednosti, ne glede na količino vlage. Pri ostalih dveh peskih

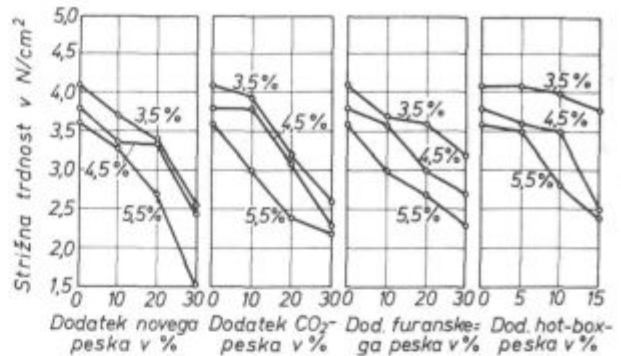


Slika 2

Tlačna trdnost bentonitnega peska v odvisnosti od dodatka različnih neregeneriranih peskov jeder in od količine vlage

Fig. 2

Compression strength of bentonite sand depending on the additions of various unregenerated core sands and the amount of moisture.

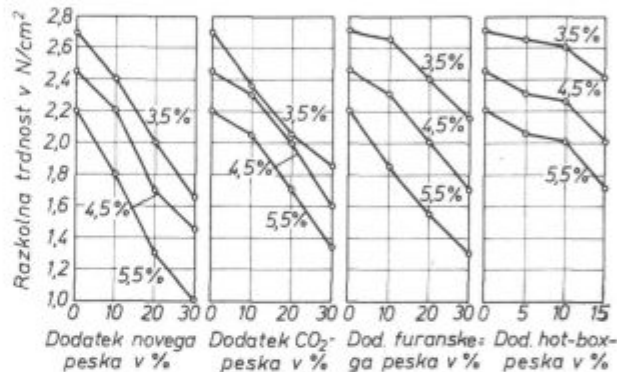


Slika 3

Strižna trdnost bentonitnega peska v odvisnosti od dodatka različnih neregeneriranih peskov jeder in od količine vlage

Fig. 3

Shear strength of bentonite sand depending on the additions of various unregenerated core sands and the amount of moisture.

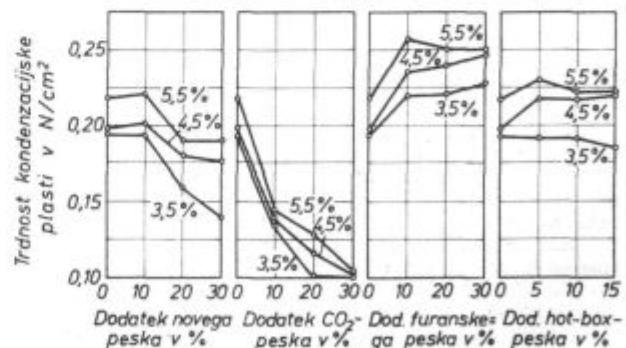


Slika 4

Razkolna trdnost bentonitnega peska v odvisnosti od dodatka različnih neregeneriranih peskov jeder in od količine vlage

Fig. 4

Cleavage strength of bentonite sand depending on the additions of various unregenerated core sands and the amount of moisture.



Slika 5

Trdnost kondenzacijske plasti v odvisnosti od dodatka različnih neregeneriranih peskov jeder in od količine vlage

Fig. 5

Wet tensile strength depending on the additions of various unregenerated core sands and the amount of moisture.

pa opazimo zelo zanimiv pojav: medtem ko sta dodatka furanskega in Hot-box peska tlačno, strižno in razkolno trdnost zmanjševala, pa trdnost kondenzacijske plasti celo nekoliko zvečujeta. Po dognanjih drugih raziskovalcev smemo zato reči, da kakovost bentonitnega peska celo nekoliko zboljšujeta.

Pri določanju propustnosti za pline smo ugotovili, da dodatki niso bistveno vplivali na le-to. Ne, da je niso zmanjšali, ampak so jo pri nižjih količinah vlage celo povečali.

Pomembna karakteristika peska je tudi njegova tekočnost, saj je od nje odvisno, kako bo pesek zapolnil konture modela. V tem primeru CO₂ in Hot-box peska nista škodljivo vplivala na bentonitni pesek, precej pa je tekočnost zmanjšal dodatek furanskega peska.

Prav tako je pomembna tudi zgostitev peska, saj je od nje odvisna kakovost forme. Po izkušnjah iz prakse naj bo ta nad 45 %. Z večanjem dodatka furanskega in Hot-box peska smo pri vseh treh različnih količinah vlage opazili porast sposobnosti za zgoščevanje. Vrednosti, ki smo jih izmerili, so se gibale v območju med 50 in 60 %.

SKLEP

Ta raziskava je bila del naloge, katere cilj je bilo izboljšanje priprave peska in njegove kakovosti. Pojasniti smo želeli le enega izmed dejavnikov, ki vplivajo na lastnosti bentonitne pečene

mešanice. Ugotovili smo, da dodatek peska jeder v večini primerov bistveno poslabša lastnost bentonitnega peska. Dodatek peska jeder sicer spremeni pH-vrednost pečene mešanice, vendar pa ta vpliv ni edini in najpomembnejši. Smatramo, da bi bilo potrebno ta del raziskave razširiti in poglobiti. Ena izmed možnih razlag, ki je v okviru te naloge nismo mogli preveriti, je vprašanje omočljivosti peščenih zrn, prevlečenih z ovoji različnih veziv, z vodno suspenzijo bentonita, oziroma z njegovim gelom.

Literatura

1. A. Wittmoser: Die neue dritte Generation der Formverfahren, Giesserei 63, 1976, 8, str. 185—191.
2. D. Boenisch: Über den Einfluss von Cold-box-, Hot-box- und Croning — Kernen auf die Eigenschaften bentonitgebundener Formsande, Giesserei 64, 1977, 21, str. 549 do 554.
3. E. Brümmer, W. Lautzus: Einfluss von Kernsand auf den bentonitgebundenen Umlaufsand, Giesserei 64, 1977, 23, str. 612—616.
4. W. Pohl, H. D. Sagmeister: Veränderungen der Formsand-eigenschaften durch den Kreislauf und durch Zufluss von Kernsand verschiedener Art, Giesserei Rundschau 20, 1973, 6, str. 121—128.
5. B. Polašek: Vliv odpadu z jeder na vlastnosti bentonitovych smesi, Slevarenistvi, 20, 1972, 5/6, str. 177—182.
6. D. Boenisch: Die Kondensation von Harzdestillaten in der Sandform, Giesserei 64, 1977, 8, str. 207—212.
7. V. Uršič, S. Milović: Izboljšanje priprave in kontrole lastnosti krožečega peska, Poročilo MI Ljubljana, 1975, str. 82—94.

ZUSAMMENFASSUNG

In den Kreislauf des einheitlichen Bentonitformsandes, welcher nach jedem Giessen regeneriert wird, kommt oftmals auch gebrauchter nichtregenerierter Kernsand, und beeinflusst damit negativ die Eigenschaften des mehrheitlichen Bentonitformsandes.

Man findet dafür in der Fachliteratur zwei Erläuterungen über den Einfluss des Kernsand. Nach der einen ist die chemische Natur der Bindemittel für Kernsand entscheidend, da sich diese von den Eigenschaften des Bentonites unterscheiden. Nach den anderen, neueren, kommt beim Giessen und Erstarren zum Verdampfen des Bindemittel der Kerne, und zum Kondensieren dieser Dämpfe auf der Oberfläche der kalten mit Bentonithülle umgebenen Sandkörner. Es kommt zu sogenannten »Cover effect«, weswegen die Bentonitbinderung zwischen den Sandkörner vermindert wird.

Im Rahmen der Forschungsarbeit, deren Aufgabe die Verbesserung der Vorbereitung und der Qualität des

kreisenden einheitlichen Bentonitsandes war, sind auch Mischungen vorbereitet worden, in welche nicht regenerierter Haufensand der Kerne zugegeben wurde. Der Einfluss von CO₂, dem furanischen und Hot-box Sandes ist durchstudiert worden. Alle Mischungen sind mit drei Feuchtigkeitsgehalten hergestellt worden. Es wurden die Druckfestigkeit, die Scherfestigkeit, die Spaltfestigkeit und die Nasszugfestigkeit gemessen. Neben dem wurden noch die Durchlässigkeit für Gase, die Flüssigkeitseigenschaften, und die Verdichtung gemessen. Ausser der Festigkeit der kondensierten Schicht sind andere Eigenschaften beträchtlich schlechter.

Es ist festgestellt worden, dass der Zusatz von Kernsand den pH Wert der Bentonitmischung verändert. Wir sind jedoch der Meinung, dass das nicht der einzigste und wichtigste Einflussfaktor ist. Deswegen wäre es nötig, auf diesem Gebiet, welches für die Giesserei von ausserordentlicher Wichtigkeit ist, die Forschungen fortzusetzen.

SUMMARY

Into the cycle of uniform bentonite sand being regenerated after each casting often also recycled unregenerated core sand is enclosed but it changes the properties of the bulk bentonite sand.

Literature gives two explanations for the influence of the core sand. One gives emphasis on the chemical nature of the core binding agents which properties differ from those of bentonite. The second, newer explanation claims that core binding agents evaporate during casting and solidification and the vapours condense on the surface of cold sand grains enveloped by bentonite. Cover effect occurs and bentonite bonding between the grains is weakened.

For analysis inside the research project with the intention to improve the preparation and the quality

of recycled uniform bentonite sand some mixtures were prepared with the additions of unregenerated recycled core sand. Influence of CO₂, furane-, and hot-box sand was analyzed. Mixtures were made with three various moisture contents. Compression, shearing and cleavage strengths, and wet tensile strength were measured. Beside, gas permeability fluidibility (two methods), and compatibility were checked. All the properties but the strength of the condensed layer were essentially reduced.

It was found that additions of the core sand changes the pH values of bentonite mixture but according to our opinion this is not the only and the most important factor. Therefore the investigations in this field being extremely important in founding must be continued.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В круговороте единообразного бентонитного песка, которого после каждой разливки освежают-регенерируют, попадает часто также возвратный, нерегенерированный формовочный песок стержней. Этот возвратный песок изменяет свойства преобладающего бентонитного песка.

В литературе известны два пояснения о влиянии формовочного песка для стержней. С одной стороны главную роль имеет химический характер вяжущего средства для стержней, который сам по себе различный в зависимости от свойств глин, соотв. бентонита.

С другой стороны, по новейшей точки зрения, происходит во время разливки и затвердевания до испарения вяжущего средства для стержней и до образования конденсата этих испарений на поверхности холодных песчаных зерен, окруженных с оболочкой бентонита. Получается т. наз. «Cover effect», вследствие которого вязущая способность бентонита между песчаными зернами уменьшается.

В программе задания исследования, цель которой был улучшить подготовку и качество круговоротного бентонитного песка, приготовили также смеси, в которые добавляли нерегенерированный возвратный песок от стержней. Изучали влияние CO₂, фуранового и Hot-box песка. Смеси приготовлены с тремя различными добавками влаги. Измеряли предел прочности при сжатии, прочность на сдвиг, на раскалывание и прочность конденсационного слоя.

Кроме этого расследывали также газопроницаемость, степень текучести (двумя способами) и сгущение. С исключением прочности конденсационного слоя, все свойства бентонитной смеси ухудшились.

Установили также, что с добавкой возвратного песка к бентонитной смеси изменяется значение водородного показателя pH, но автор этой работы считает, что это еще не единственный и не незначительный фактор. Из этого можно заключить, что рассмотренные исследования, вследствие актуальности в области литейного производства надо несомненно продолжать.

Študij metodike določevanja karbonitridov v mikrolegiranih jeklih

UDK: 66g.14.018,2:66g — 153.65
ASM/SLA: AY — n, J23, Nb, Eg — d35

A. Osojnik, T. Lavrič, F. Vodopivec



Studij določevanja karbonitridov niobija in vanadija v mikrolegiranih konstrukcijskih jeklih različnih toplotnih obdelav. Sistematične raziskave kemične in elektrokemične izolacije. Analiza vzrokov delnih izgub delcev manjših dimenzij pri različnih postopkih izolacije. Primerjava in ocena posameznih postopkov. Določitev deleža vezanega niobija in vanadija pri temperaturah izločilnega žarjenja jekel od 500° do 1200° C.

UVOD

Sistematičen študij določevanja karbonitridov v mikrolegiranih jeklih se je pokazal kot nujnost, saj so za učinkovito delovanje mikroelementov odločujoči velikost, porazdelitev in količina izločenih karbonitridov. Ti parametri so odvisni od toplotne obdelave in predelave mikrolegiranih jekel in so nujno potrebni pri študiju in raziskavah v zvezi z mehanizmom utrditve in izločanja v določenem temperaturnem območju ter za doseg optimalnih mehansko-tehnoloških lastnosti mikrolegiranih jekel.

Ločitev izločenih faz od osnovne mase lahko izvršimo na več načinov. Želja je, da pri postopku izolacije izločki ne utrpijo sprememb ne v sestavi in ne v količini. V glavnem poznamo tri metode izolacije faz od osnovnega materiala:

- izolacija z mineralnimi kisljinami,
- izolacija z raztopino halogena v organskem topilu,
- elektrokemična izolacija.

Uspešnost ugotavljanja faz s posameznimi postopki je zelo odvisna od velikosti delcev, sestave in kemične stabilnosti posamezne izločene faze ter od sestave in toplotne obdelave jekla.

Problematična je predvsem kvantitativna izolacija delcev manjših dimenzij, ki nastajajo pri

nižjih temperaturah izločilnega žarjenja jekel, zaradi manjše kemične stabilnosti drobnih delcev z relativno veliko površino v različnih kemičnih reagentih in zaradi izgub pri filtraciji po raztapljanju osnovne mase železa. Slednje ne pride v poštev pri postopku elektrokemične izolacije, kjer filtracija ni potrebna, ker ostane izolat v večini primerov na vzorcu in ga z vzorca odstranimo z ultrazvokom. Le v posameznih primerih je del izolata fino dispergirano v celotnem elektrolitu in je lahko vzrok delnih izgub.

Vzporedno z razvojem in uporabo mikrolegiranih konstrukcijskih jekel je postala tudi omejena problematika metodike predmet raziskav številnih avtorjev^{1 do 9}. Glede na veliko odvisnost dobljenih rezultatov od pogojev dela, sestave in toplotne obdelave vzorcev ter odvisno od razvoja aparativne tehnike in možnosti identifikacije posameznih faz, so razumljive tudi deloma nasprotujoče si ugotovitve posameznih avtorjev. Vendar dajejo rezultati raziskav v glavnem ugodne rešitve omenjene problematike.

NAČIN RAZISKOVANJA IN PREISKOVANI MATERIALI

Eksperimentalno delo smo izvršili na seriji različno toplotno obdelanih vzorcev mikrolegiranih jekel, vrste Niobal 43 in Nioval 47. Jeklo je bilo izvaljano v plošče, debeline 14 mm. Od vsake vrste jekla smo pripravili 20 vzorcev, dolžine 100 mm. Vzorce smo najprej topilno žarili 1 uro pri 1300° C v toku argona, da bi čimbolj zmanjšali škajanje in razogljichenje vzorcev, ter jih nato ohladili v vodi. Zatem smo po dva vzorca hkrati izločilno žarili 1 uro pri temperaturah od 500° C do 1200° C. Enega od dveh enako toplotno obdelanih vzorcev smo uporabili za elektrokemično izolacijo izločenih faz (valj $\varnothing = 10$ mm), iz drugega pa smo pripravili ostružke za študij kemične izolacije. Zaradi primerjave rezultatov smo zavrgli zunanjo plast do debeline valja $\varnothing = 10$ mm in uporabljali za poskuse samo ostružke notranje plasti.

Kemična analiza preiskovanih jekel je prikazana v tabeli 1.

A. Osojnik, dipl. ing. kemije, samostojna raziskovalka na Metalurškem inštitutu

T. Lavrič, dipl. ing. kemije, samostojna raziskovalka na Metalurškem inštitutu

Dr. F. Vodopivec, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Tabela 1: Kemična sestava preiskovanih jekel

Element v %	Niobal 43	Nioval 47
Vrsta jekla		
C	0,19	0,19
Si	0,52	0,44
Mn	1,52	1,46
Cu	0,20	0,16
Al	0,075	0,039
Nb	0,061	0,062
V	—	0,059
N	0,012	0,012

Študirali smo različne metode kemične in elektrokemične izolacije z različnimi reagenti v različnih pogojih raztapljanja in preverjali izgube, predvsem delcev manjših dimenzij, v različnih reagentih in z različnimi filtrirnimi sredstvi.

Količino vezanih elementov v izolatu smo določali fotometrično. Za orientacijo smo z elektronskim mikroskopom določili tudi velikost izločenih delcev, oziroma njihovo procentualno porazdelitev.

Na osnovi rezultatov številnih predhodnih poskusov smo opustili sistematičen študij tistih postopkov izolacije, ki že v začetni fazi niso imeli perspektiv za ugodno rešitev.

Od metod kemične izolacije z mineralnimi kisljinami smo preskusili izolacijo s 6N klorovodikovo kislino⁵ in fosforno kislino (2 + 1)^{6,7,8}. Prvi način smo opustili predvsem zaradi dolgotrajnega raztapljanja vzorcev brez mešanja pri nižjih temperaturah.

Od metod kemične izolacije s halogeni v organskih topilih smo študirali:

- izolacijo z raztopino broma v metilacetatu,
- izolacijo z raztopino broma v metanolu,
- izolacijo z raztopino joda v metanolu.

V okviru poskusov smo variirali pogoje raztapljanja, pri čemer smo spreminjali zatehto vzorca, volumen in koncentracijo topila, temperaturo in čas raztapljanja ter študirali vpliv vode, atmosfere in mešanja raztopine na obstojnost izločenih faz pri čimbolj učinkovitem raztapljanju osnove.

Vzporedno smo pri enakem načinu in pogojih izolacije (jod — metanol) preskušali kvantitativnost filtracije izoliranih delcev z uporabo membranskih filtrov različnih velikosti por (membranski filter iz regenerirane celuloze, velikost por 200 nm, 35—20 nm, 20—10 nm, 10—5 nm, pod 5 nm) ter ugotavljali eventualne izgube delcev manjših dimenzij pri filtraciji različnih količin in velikosti delcev izločenih karbonitridov niobija in vanadija.

Študij elektrokemične izolacije smo pričeli s snemanjem polarizacijskih krivulj osnovne mase obeh vrst mikrolegiranih jekel v dveh različnih elektrolitih, katerih sestavo kaže tabela 2.

Tabela 2: Sestava elektrolitov za izolacijo V — in Nb — karbonitridov

Elektrolit	Sestava	pH
KBr ¹⁰	3 % KBr, 1 % askorbinska kislina	2,5
KCl-Na-citrat-HCl ¹¹	10 % KCl, 2,5 % Na-citrat, 10 % HCl	0,6

Najprej smo izolirali vse vzorce v elektrolitu KBr, ki je kemično bolj nevtralen in zato ugodnejši za kvantitativno izolacijo izločenih faz. Naknadno pa smo zaradi slabih rezultatov pri izolaciji Nb — karbonitridov uporabili še elektrolit KCl—Na-citrat—HCl.

Pri eksperimentalnem delu smo uporabljali model elektrolitske celice po Koch-Sundermannu in potenciostat firme Wenking. Povprečni anodni potencial elektrokemičnega raztapljanja jekel je bil v KBr-elektrolitu — 380 mV, v KCl-Na-citrat-HCl-elektrolitu pa — 320 mV. Povprečna gostota toka je znašala v obeh elektrolitih 23 mA/cm².

Na osnovi ocene velikosti delcev pri različnih temperaturah izločilnega žarjenja smo velik del poskusov izvršili predvsem z vzorci, ki so bili žarjeni pri temperaturah od 500° do 700°, kjer sta zaradi večjega deleža delcev manjših dimenzij kvantitativna filtracija in obstojnost izločenih faz v kemičnih reagentih najbolj problematični.

POTEK RAZISKAV IN REZULTATI

Rezultati eksperimentalnih poskusov določanja velikosti delcev izločenih faz pri različnih temperaturah izločilnega žarjenja so pokazali, da se ta giblje v območju od približno 10 nm do 250 nm, pri čemer je delež delcev manjših dimenzij, kot je splošno znano, večji pri vzorcih, ki so bili žarjeni pri nižjih temperaturah.

Najprej smo ugotavljali vpliv membranskih filtrov različnih velikosti por na kvantitativnost in čas trajanja filtracije izoliranih delcev pod sicer enakimi pogoji kemične izolacije. Z uporabo gostejših membranskih filtrov se podaljša čas filtracije, kot je razvidno iz tabele 3. Zadnja filtra za stalno delo nista primerna in sta služila le za to, da smo ugotovili, ali je vzrok izgub delcev nekvantitativna filtracija ali neobstojnost delcev manjših dimenzij v reagentu za raztapljanje osnovne mase jekla.

Rezultati za vezani niobij so pri uporabi membranskega filtra velikosti por 20—10 nm za približno 10 % višji kot pri uporabi membranskega

Tabela 3: Čas trajanja filtracije skozi membranske filtre različnih velikosti por

Velikost por v nm	Čas filtracije v h
200	0,1
35—20	0,4
20—10	1
10—5	3
< 5	8

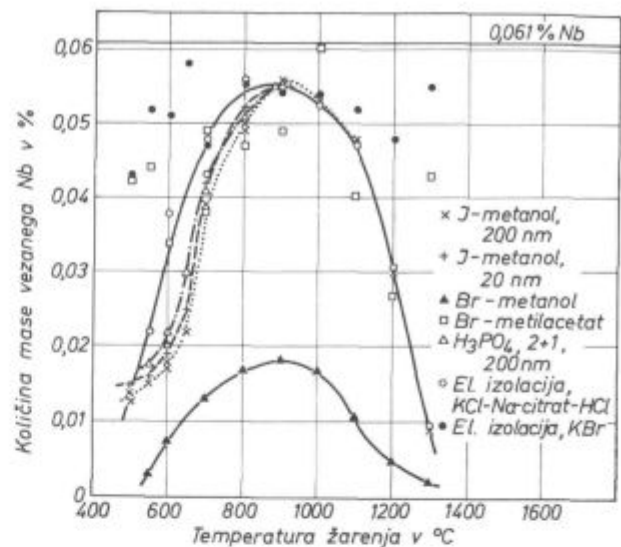
filtra velikosti por 200 nm, in to pri vzorcih, ki so bili izločeni žarjeni pri temperaturah pod 800°C. Uporaba filtrov še manjših velikosti por ni pokazala bistvenega zvišanja rezultatov, zato je njihova uporaba zaradi dolgega časa filtracije brez smisla. Dobljeni rezultati so grafično prikazani na sliki 1.

Pri določevanju vanadijevih izločkov smo dobili pri uporabi vseh membranskih filtrov pri vseh vzorcih, žarjenih v celotnem temperaturnem območju, enake rezultate v okviru eksperimentalne napake. To kaže na razkroj manjših delcev izločenega vanadijevega karbonitrída v raztopini jodmetanol. Uporaba specialnih membranskih filtrov manjših velikosti por nima več nobenega vpliva na zmanjšanje izgub izločenih delcev manjših dimenzij in le podaljšuje čas analize.

Naslednji poskusi naj bi prikazali obstojnost izločenih faz v različnih kemičnih reagentih. Ker smo pri vseh poskusih uporabljali enak način filtracije, lahko pripišemo razlike v rezultatih le razkroju posameznih izločkov v različnih kemičnih reagentih, oziroma napakam zaradi nepopolnega raztapljanja osnove ali izpadanja v osnovni masi sicer raztopljenih elementov zaradi hidrolize in drugih stranskih reakcij. Izjema je postopek elektrokemične izolacije, kjer izolata ne filtriramo, pač pa ga odstranimo z vzorca z ultrazvokom.

Na sliki 1 so grafično prikazani rezultati za vezani niobij, ki smo ga določili v izolatu z različnimi postopki izolacije mikrolegiranega jekla vrste Niobal 43 v temperaturnem območju izločilnega žarjenja od 500° do 1200° C.

Rezultati kažejo, da sta elektrolitska izolacija z elektrolitom KBr in kemična izolacija z raztopino broma v metilacetatu neprimerni za določitev Nb — karbonitrída v mikrolegiranih jeklih. Rezultati za vezani niobij so visoki in ne kažejo nobenega logičnega zaporedja glede na toplotno obdelavo jekel. Nenavadno je visoka količina mase vezanega niobija v vzorcu, ki je bil samo topilno ogrevan 1^h pri 1300° C in ohlajen v vodi. Verjetno je temu vzrok hidroliza, zaradi česar dobimo del niobija, ki je sicer raztopljen v jeklu, kot produkt hidrolize v ostanku po izolaciji. Pri raztapljanju jekla z brom-metilacetatom se verjetno tvori zaradi burne začetne reakcije voda kot produkt



Slika 1

Primerjava različnih postopkov izolacije karbonitridov niobija

Fig. 1

Comparison of various isolation methods for niobium carbonitrides.

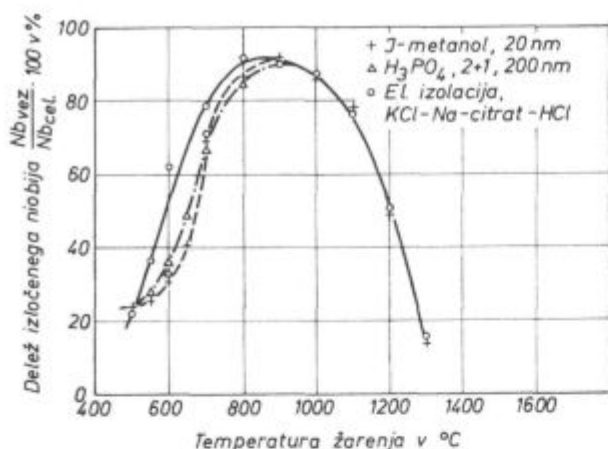
stranskih reakcij¹² in hidrolizira iz elektrolita anodno raztopljen niobij, ki je sicer v vzorcu v trdni raztopini.

Prav tako so nepravilni rezultati, ki smo jih dobili z izolacijo z raztopino broma v metanolu. Rezultati kažejo sicer logično zaporedje glede na toplotno obdelavo vzorcev, vendar so v primerjavi z ostalimi postopki izolacije znatno primerzki zaradi delnega razkroja niobijevega karbonitrída v raztopini brom-metanol.

Ostali postopki izolacije, tj. elektrolitska izolacija z elektrolitom KCl-Na-citrat-HCl, izolacija z raztopino jodmetanola in kemična izolacija s fosforno kislino dajejo približno enake rezultate za vezani niobij pri vzorcih, ki so bili žarjeni pri temperaturah nad 800° C. Večja odstopanja opazujemo le v temperaturnem območju izločilnega žarjenja med 600° in 700° C, zaradi delnega razkroja najmanjših delcev niobijevega karbonitrída v fosforni kislini, oziroma jod-metanolu.

Na sliki 2 prikazujemo delež vezanega niobija v temperaturnem območju izločilnega žarjenja od 500° do 1200° C za vse tri postopke izolacije, ki so se pokazali kot primerni za izolacijo niobijevih karbonitridov v mikrolegiranih jeklih. Maksimalni delež izločenega niobija znaša 90 % celotnega niobija v jeklu pri temperaturi izločilnega žarjenja jekla 800° C.

Na sliki 3 prikazujemo rezultate za vezani vanadij, ki smo ga določili v izolatu z različnimi postopki izolacije mikrolegiranega jekla Nioval 47 v temperaturnem območju izločilnega žarjenja od 500° do 1200° C.

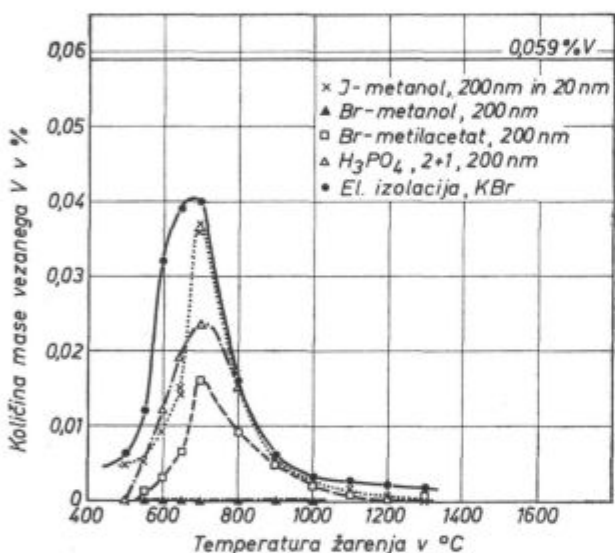


Slika 2

Delež izločenega niobija v odvisnosti od temperature žarenja

Fig. 2

Portion of precipitated niobium depending on the annealing temperature.



Slika 3

Primerjava različnih postopkov izolacije karbonitridov vanadija

Fig. 3

Comparison of various isolation methods for vanadium carbonitrides.

Iz rezultatov je razvidno, da se vanadijevi izločki v raztopinah broma v metanolu popolnoma razkroje, neobstoječi so tudi v raztopinah broma v metilacetatu in fosforni kislini. Izolacija z jod-metanolom daje enake rezultate kot elektrolitska izolacija v elektrolitu KBr za vzorce, ki so bili žarjeni pri temperaturah nad 700°C, medtem ko so rezultati za vezani vanadij, izločen pri nižjih temperaturah, znatno nižji. Maksimalni delež izločenega vanadija dobimo pri temperaturi izločilnega žarjenja 700°C in znaša po enournem žarjenju jekla le 68 % celotnega vanadija v jeklu. Z izolacijo z jod-metanolom je ta delež še manjši

in znaša 63 %, s fosforno kislino 40 % in z izolacijo z brom-metilacetatom le 27 % celotnega vanadija v jeklu.

Dobljeni rezultati kažejo, da je stabilnost vanadijevih izločkov v kemičnih reagentih znatno manjša od niobijevih ter da je elektrolitska izolacija v nevtralnem elektrolitu KBr najprimernejša metoda izolacije za določevanje vezanega vanadija.

SKLEPI

V okviru raziskave smo s sistematičnim študijem metodike kemične in elektrokemične izolacije prispevali k reševanju problematike določanja izločenih vanadijevih in niobijevih faz v mikrolegiranih jeklih različnih toplotnih obdelav.

Problematično je predvsem določanje delcev manjših dimenzij, ki nastajajo pri nižjih temperaturah žarjenja jekel, zaradi manjše stabilnosti teh v različnih kemičnih reagentih in zaradi izgub pri filtraciji. To velja predvsem za vanadijeve izločke, ki so kemično manj stabilni kot niobijevi. Pri izolaciji niobijevih izločkov pa je problematična tudi hidroliza tistega dela niobija, ki je v jeklu v trdni raztopini in ga zaradi hidrolize anodno raztopljenega niobija določimo v izolatu.

Ugotovili smo, da nastanejo izgube majhnih delcev vanadijevega karbonitrida že pri raztapljanju osnovne mase jekla v kemičnih reagentih, zato dodatni ukrep za zmanjšanje izgub pri filtraciji z uporabo membranskih filtrov manjših velikosti por nima nobenega smisla in le podaljšuje čas analize. Pri izolaciji niobijevga karbonitrida, ki je kemično bolj stabilen, pa je uporaba gostejšega membranskega filtra upravičena.

Z metodo elektrokemične izolacije v primernem elektrolitu ne opažamo izgub delcev manjših dimenzij v celotnem temperaturnem območju izločilnega žarjenja jekel. Je pa ta metoda izolacije aparativno bolj zahtevna in časovno daljša ter jo uporabljamo predvsem v primerih, kjer ostale metode ne dajejo pravilnih rezultatov.

Literatura

1. P. König, W. Scholz, H. Ulmer: Wechselwirkung von Aluminium, Vanadin und Stickstoff in aluminium-beruhigten mit Vanadin und Stickstofflegierten schweißbaren Baustählen mit rd. 0,2 % C und 1,5 % Mn, Archiv für das Eisenhüttenwesen 32, 8, 1961, 541-556.
2. L. Brhaček, V. Mayer, H. Tuma: Karbide a intermetallické fáze v ocelích, Statni nakladatelství technické literatury, Praha, 1964.
3. R. Grimaldi, S. Maneschi, N. Vantini: Elektrolytische Isolierung und Identifizierung durch Röntgen-beugung von Niobkarbid und Niobnitrid in Stählen mit geringer Niobgehalten, Archiv für das Eisenhüttenwesen 38, 5, 1967, 401-406.
4. K. Narita, A. Miyamoto, H. Matumoto: Fundamental Study on Isolation and Determination of Carbide in Steel, Tetsu to Hagane 57, 1, 1971, 68-85.

5. V. di Stefano, P. Marini: Untersuchung von isolierten Carbiden, Nitriden und Carbonitriden in niedriglegierten Stählen, Archiv für das Eisenhüttenwesen 46, 8, 1975, 503—508.
6. K. Narita: Observation, Identification and Determination of Nonmetallic Inclusion and Precipitate in Steel, Transactions of Iron and Steel Institute of Japan 16, 4, 1976, 208—213.
7. K. Narita, A. Miyamoto, H. Iwakiri: The Isolation and the Determination of Carbides in Steel, Transactions of Iron and Steel Institute of Japan 16, 3, 1976, 168—179.
8. K. Narita: Nonmetallic Inclusions Analysis Subcommittee, Transactions of Iron and Steel Institute of Japan 17, 9, 1977, 554—558.
9. G. Preis: Die Ermittlung von Bindungsformen des Stickstoffs in mikrolegierten perlitischen Baustählen mit rd. 0,5 % C, TEW — Technische Berichte 2, 2, 1976, 111—117.
10. W. Koch: Metallkundliche Analyse, Verlag Stahleisen M. B. H., Düsseldorf, 1965.
11. O. Opravil: Erfassung und Gehalt und chemischer Zusammensetzung der δ -Phase in austenitischen Chrom-Nickel-Stählen mit rd. 18 % C, 8 % Ni und 2 bis 10 % Mo, Archiv für das Eisenhüttenwesen 45, 4, 1974, 257—261.
12. U. Bohnstedt: Brom — Methanol als Hilfsmittel bei der Oxidisolierung aus Stählen und verwandten Legierungen, Fresenius-Zeitschrift für Analytische Chemie, 199, 2, 1964, 109—117.

ZUSAMMENFASSUNG

Im Artikel wird eine systematische Studie der chemischen und elektrolytischen Isolierung und der Bestimmung der Karbonitride von Niobium und Vanadium in mikrolegierten und verschiedenartig wärmebehandelten Stählen behandelt.

Der Schwerpunkt lag vor allem auf der quantitative Bestimmung der Teilchen kleiner Abmessungen, welche bei niedrigen Temperaturen der Ausscheidungs-glühung entstehen, was sich als problematisch erwiesen hat, gerade wegen der schlechteren Beständigkeit in chemischen Reagenten, und grösserer Verluste beim Filtrieren.

Verschiedene Bedingungen für die Isolierung der Karbonitridphasen in verschiedenen Elektrolyten und

chemischen Reagenten sind studiert worden, die Mengengenauigkeit beim Filtrieren ausgeschiedener Karbonitride mit verschiedenen Filtriermitteln ist überprüft worden, die erhaltenen Ergebnisse sind untereinander verglichen und die optimalen Ausscheidungs- und Bestimmungsbedingungen sind ausgewählt worden.

Auf Grund der umfangreichen experimentellen Arbeit, und der gewonnenen Ergebnisse, ist die Problematik der Isolierung und der Bestimmung der Karbonitridausscheidungen in mit Niobium und Vanadium mikrolegierten Stählen, erklärt worden. Der Anteil des ausgeschiedenen Vanadiums, bzw. Niobiums, bei den Temperaturen der Ausscheidungs-glühung von 500 bis 1200°C ist bestimmt worden.

SUMMARY

The paper presents the systematic study of the chemical and electrolytic isolation and determination of niobium and vanadium carbonitrides in microalloyed structural steel being heat treated in various ways.

The study was concentrated mainly on the quantitative determination of particles of smaller sizes which are formed at lower temperatures of the precipitation annealing of steel which proved to be problematic due to their lower stability in the chemical reagents and due to high losses in the filtration.

Various conditions of the isolation of carbonitride phases in various electrolytes and chemical reagents were

studied, quantitateness of the filtration of the precipitated carbonitrides with various filtering media was checked, the obtained results were compared, and the optimal conditions for separation and determination were chosen.

Based on extensive experimental work and the obtained results, the problematics of isolation and determination of carbonitride precipitates in microalloyed niobium and vanadium steel was explained, and the portions of precipitated vanadium and niobium were determined in steel which was precipitation annealed between 500 and 1200°C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе рассмотрено систематическое исследование химической и электролитической изоляции и определение карбонитридов ниобия и ванадия в микросплавных конструкционных сталях при применении различных термических обработок.

Авторы сосредоточили исследование главным образом на количественное определение частиц более мелких размеров, которые образуются при низких температурах дисперсионного отжига сталей, что оказалось проблематично вследствие недостаточной устойчивости мелких частиц в химических реagentов и сравнительно больших потерь при фильтровании.

Авторы работы изучали различные условия изолирования

карбонитридных фаз в различных электролитических и химических reagentов, проверяли количественное состояние фильтрования выделенных карбонитридов с разными средствами для фильтрации, сравнивали полученные результаты и выбрали оптимальные условия для выделения и определения карбонитридов.

На основании обширной экспериментальной работы и полученных результатов, авторы разъяснили проблематику выделения в микросплавных сталях с ниобием и ванадием и определили долю выделенного ванадия, отн. ниобия при температурах дисперсионного отжига сталей между 500° и 1200° Ц.

Možnosti izkoriščanja odpadnih surovin za potrebe metalurgije

UDK: 66q, 094.1:66q.054, 8
ASM/SLA: D8j B14

J. Wohinz, J. Lamut



Neizkoriščeno rdeče blato in odpadne piritne ogorke želimo uporabiti kot dve železonosni surovini za izdelavo utrjenih in metaliziranih peletov, ki bi jih lahko uporabili za nadaljne metalurške potrebe. Prikazan je način predredukcije rdečega blata v laboratorijski rotacijski peči in shema mokre magnetne separacije predreduciranega materiala na magnetnem separatorju »Jones«. Opisani so načini izdelave dvanajstih vrst zelenih peletov, dobljenih po mešanju magnetnega koncentrata in različnih količin piritnih ogorkov z različnimi vezivi ter redukcija vseh vrst peletov ob dodatku koksa pri temperaturi 1200°C. Prikazani so tudi mikro posnetki reduciranih in pretaljenih peletov.

UVOD

Pri razklopu boksita po Bayerjevem procesu nastaja kot odpaden produkt rdeče blato, ki predstavlja velik problem za vse tovarne, proizvajalce glinice^{1,2,3}. Tako leži samo pri nas v Kidričevem na odlagališču že več kot 1 milij. ton tega odpadka, ki se z vsakim letom poveča še za nadaljnjih 100.000 t. Količina nastalega rdečega blata je odvisna od vrste uporabljenega boksita in znaša 0,5—1,4 t na izdelano tono glinice⁴. Ta, zaradi prisotnega železovega oksida rdeče obarvan netopni ostanek, vsebuje poleg hematita še goethit in vse ostale sestavine boksita, ki so kot netopne snovi prisotne v rdečem blatu. Tako vsebuje rdeče blato poleg železa še aluminij, titan, absorbirani NaOH, torij, cirkonij, lantan, niob, itrij, uran in še nekatere druge elemente.

V raziskavi smo posebno pozornost posvetili železovim oksidom v rdečem blatu, katere bi želeli uporabiti za proizvodnjo grodlja ali jekla.

Od uporabljenih boksitov so v zadnjih letih prevladovali v TGA Kidričevo bosanski boksiti iz okolice Jajca in Barači. Količina teh uporabljenih boksitov je znašala okoli 60 ut. delov, ostalih 40 ut.

delov so predstavljali istrski boksiti iz okolice Rovinja.

Pri proizvodnji glinice predstavlja preostalo rdeče blato železonosno odpadno surovino, ki onesnažuje podtalnico v okolici odlagališča, saj vsebuje poleg blata še precejšnje količine natrijevega luga.

Druga surovina, ki smo jo uporabljali pri delu, je bil odpadni piritni ogorek iz cinkarne Celje. Do sedaj je v CC pri proizvodnji žveplene kisline ostajalo letno cca. 70.000 t piritnih ogorkov, ki jih danes vozijo na odlagališče v Žepino. Pri tem nastaja škoda na izgubljeni železovi substanci (cca. 57 % Fe), pa tudi ekološka škoda zaradi onesnaževanja okolja in voda v bližnji in daljni okolici.

Tako železova substanca, ki je prisotna v obeh odpadnih produktih, kot tudi omenjena ekološka škoda, ki jo oba odpadka povzročata, sta vzpodbudila iskati načine, kako uporabiti ta dva odpadna materiala v praksi. Koristna rešitev tega problema je v tem, kako pod optimalnimi ekonomskimi pogoji uporabe sekundarnih surovin pridobiti železo in rešiti sedanje področje onesnaževanja.

OPIS POIZKUSOV

1. Priprava surovin

Rdeče blato iz odlagališča v Kidričevem vsebuje, odvisno od vremenskih pogojev, lahko 35 do 40 % vlage, pri čemer je 5 do 12 % kemijsko vezane vode. Direktno surovega rdečega blata z mokro magnetno separacijo ne moremo uspešno obogatiti. Pri optimalno izbrani shemi magnetnega separiranja se z vključevanjem faze prečiščevanja primarnega koncentrata dvigne vsebnost železa od 22 % Fe na 32,5 %, oziroma 38,4 % Fe, vendar le pri nizkih izkoristkih, 5,2—12,7 ut. %. Na osnovi teh rezultatov je jasno, da zaradi prevelike izgube železa v jalovini (80,0 ut. %) ni uporabna ta separacijska metoda⁵.

Druga surovina, ki smo jo uporabljali v raziskavah, so piritni ogorki CC. Te smo izbrali zato, ker predstavljajo razmeroma bogato železonosno substanco, ki ima poleg visoke količine železa (lahko do 60 %) tudi primerno granulacijsko se-

J. Wohinz, dipl. ing. kemije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

Dr. J. Lamut, dipl. ing. metalurgije, docent na VTO montanistika

Tabela 1: Kemična analiza rdečega blata in piritnih ogorkov

Sestava	Vzorec rdečega blata %	
	TGA	Kidričevo
Fe ₂ O ₃	31,84	82,22
Al ₂ O ₃	21,61	1,88
SiO ₂	11,40	7,05
TiO ₂	6,00	—
CaO	6,16	1,82
Na ₂ O	8,22	0,07
K ₂ O	0,092	0,09
S _{tot}	0,68	1,65
Zaroižguba	9,60	—

stavo. S predreduciranim in zmletim rdečim blatom dajejo zelo ugodno zmes s tako zrnatostjo, ki je potrebna za izdelavo kvalitetnih svežih peletov.

2. Predredukcija

Da bi se pri mokri magnetni separaciji iz surovega nepredelanega rdečega blata izognili visokim izgubam železove substance v jalovini, smo skušali spremeniti mineralno sestavo in magnetne lastnosti železovega oksida v rdečem blatu. Zato smo za nadaljnjo predelavo v prvi fazi mokro rdeče blato osušili in ga nato suhega zmleli na velikost zrn pod 300 mikronov. Na ta način pripravljeno suho surovino lahko reduciramo s trdim ali plinskim reducentom⁶. Redukcijo smo izvršili tako, da smo metalurški koks Lukavac, zrnatosti 0 do 3 mm, pomešali z rdečim blatom v razmerju 1:3 in ga ogrevali na 950°C. Pri tej temperaturi smo reducirali toliko časa, da je znašal skupen čas ogrevanja in redukcije 6 ur. Po tem postopku smo sukcesivno izdelali skoraj 30 kg predreduciranega materiala, ki nam je služil pozneje kot vložek za mokro magnetno separacijo. Ker je po redukciji

Tabela 2: Granulacijska sestava zmlatega predreduciranega rdečega blata, pripravljeneja za mokro magnetno separiranje

Zrnatost mm	Izkoristek v %		
	po vrsti zrnatosti	kumulativno podzrno	kumulativno nadzrno
+ 0,400	0,2	100,0	0,2
+ 0,300	8,1	99,8	8,3
+ 0,200	20,4	91,7	28,7
+ 0,125	17,9	71,3	46,6
+ 0,090	8,9	53,4	55,5
+ 0,060	6,2	44,5	61,7
+ 0,040	1,8	38,3	63,5
- 0,040	36,5	36,5	100,0

rdeče blato v grudah in tako za nadaljnje poskuse mokrega separiranja ne ustreza, smo ga zmleli v laboratorijskem paličnem mlinu in dobili zmlet produkt, katerega sejalna analiza je prikazana v tabeli 2, kemična analiza predreduciranega rdečega blata pa v tabeli 3.

Tabela 3: Kemična analiza predreduciranega rdečega blata

Sestavine v %			
Fe _{tot}	21,80	TiO ₂	5,17
Fe ⁺⁺	11,54	Al ₂ O ₃	16,84
Fe ⁺⁺⁺	0,21	S _{tot}	0,26
Fe _{kov}	10,05	CaO	3,36
SiO ₂	13,45	Na ₂ O	8,40
K ₂ O	0,14		

Iz vsebnosti Fe⁺⁺, Fe⁺⁺⁺ in Fe_{kov} je izračunana stopnja redukcije R = 64,61 % in metalizacije M = 46,14 %. Rezultata kljub nizki vsebnosti čistega železa nista slaba. Treba je poudariti, da je rdeče blato iz TGA Kidričevo glede vsebnosti železa slaba surovina proti nekaterim vzorcem drugih tovarn glinice, kjer so vsebnosti železa med 38 do 42 % ali pa celo presegajo 50 %.

3. Mokra magnetna separacija in priprava mešanic

Da bi od dobljenega predreduciranega rdečega blata ločili čim več nepotrebne jalovine in s tem povišali vsebnost železa, posebno v magnetnem koncentratu 1, smo zmleto predreducirano rdeče blato separirali na mokrem magnetnem separatorju Jones⁷. Najbolj primerna pulpa, pri kateri nismo opazili zaostajanja magnetne komponente na ploščah, je bila izdelana v razmerju čvrsto: voda = 1:10. Gostejše pulpe niso dale dobrih rezultatov.

Skrajšano shemo magnetne separacije prikazujemo na sliki 1.

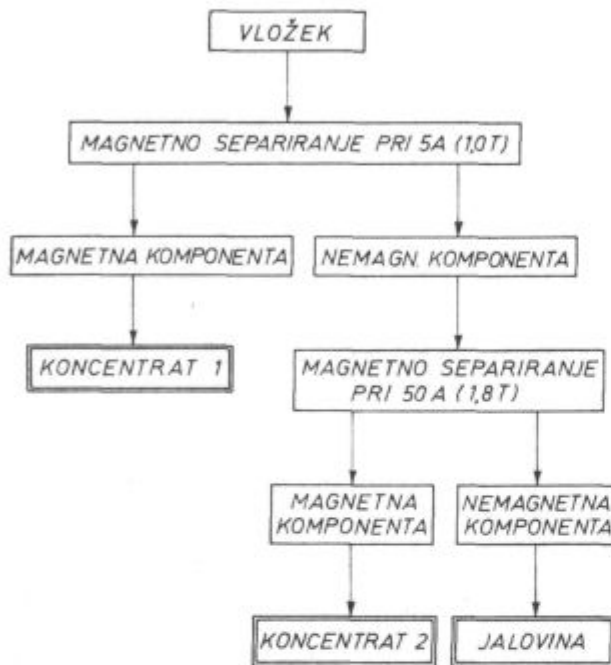
Mokre magnetne separacije smo izdelali pri različnih jakostih magnetnega polja, in to: 0,1 T, 0,6 T, 1,0 T; optimalne rezultate smo dosegli le pri 1,0 Tesle. Pri različnih jakostih magnetnega polja dobljene količine produktov prikazujemo v tabeli 4.

Poskusi so pokazali, da se dobe najboljši rezultati pri 1,0 T (5 A) in v dovolj redki pulpi. Posušene in združene produkte smo uporabili za kemično analizo in nadaljnje poskuse. Koncentrat 1 smo mešali v različnih razmerjih s piritnimi ogorki in iz teh zmesi izdelali razne vrste svežih peletov⁷. Ostala dva produkta bi lahko služila za hidrometalurške raziskave.

Kemično sestavo produktov magnetne separacije prikazuje tabela 5.

Tabela 4: Rezultati magnetne separacije pri različnih jakostih magnetnega polja

Produkti	Masni %					
	magnetno separirano pri					
	0,1 T	(0 A)	0,6 T	(2 A)	1,0 T	(5 A)
Koncentrat 1	4,68	(45,52 % Fe)	75,76	(27,15 % Fe)	76,27	(27,64 % Fe)
Koncentrat 2	70,71	—	4,41	—	4,44	—
Jalovina	24,61	—	19,83	—	19,29	—



Slika 1

Shema magnetne separacije predreduciranega rdečega blata

Fig. 1

Scheme of the magnetic separation of the prereduced red mud.

Tabela 5: Kemična analiza produktov magnetne separacije, izdelane pri 1,0 T

Sestavine	%		
	Koncentrat 1	Koncentrat 2	Jalovina
Fe _{tot}	24,78	15,01	12,28
SiO ₂	13,45	13,40	14,75
TiO ₂	5,00	5,73	5,07
Al ₂ O ₃	18,65	20,56	20,69
S _{tot}	0,28	0,23	0,12
CaO	3,92	3,91	3,92
Na ₂ O	7,30	7,60	8,60
K ₂ O	0,14	0,13	0,16

Pripravo mešanic za peletiranje smo izdelali iz piritnih ogorkov in magnetnega koncentrata 1. Odločili smo se za tri različne mešanice, pri kate-

rih je bilo razmerje piritni ogorki : koncentratu 1 1:3, 1:1 in 3:1. Poleg teh smo izdelali še serijo peletov, narejenih iz samega magnetnega koncentrata ob dodatku različnih veziv. Sejalna analiza vseh treh mešanic, pripravljenih za poskuse peletiranja, pokaže, da je frakcije pod 40 mikronov dovolj, da ob dodatku veziva dobimo trdne pelete. Nadalje vidimo, da se s povečano količino piritnih ogorkov groba in fina klasa manjšata. Odločilno vpliva na granulacijsko sestavo teh zmesi zmletek predreduciranega materiala.

PELETIRANJE

1. Lastnosti peletov

Vse poskuse peletiranja, izdelane v raziskavi, lahko delimo v dve grupi, in to:

- peleti, izdelani iz različnih mešanic
- peleti, izdelani iz samega magnetnega koncentrata.

Na peletirnem krožniku, premera 59 cm in višine robu 8 cm, smo iz pripravljenih zmesi izdelali pelete, katerim smo dodajali tri različna veziva, in to: bentonit, CaO in CaCl₂. Nagib krožnika je bil od 50 do 54°, število obratov pa 12 na minuto. Skupno smo izdelali 12 vrst zelenih peletov, od tega 9 vrst z dodatkom piritnih ogorkov, 3 vrste pa iz samega magnetnega koncentrata⁹.

Narejenim svežim peletom smo določili vlago, kemijsko sestavo in trdnostne lastnosti s padalnim preizkusom.

Vlažnost zelenih peletov je bila odvisna od vrste veziva in od količine dodanih piritnih ogorkov. Povprečna vsebnost vlage v zelenih peletih je bila 24,7 %.

Iz kemičnih analiz zelenih peletov je razvidno, da se z dodatkom piritnih ogorkov poveča vsebnost železa, medtem ko se vsebnosti ostalih elementov zmanjšujejo. Ne samo zaradi nizke vsebnosti železa, temveč tudi zaradi izboljšanja granulacijske sestave bo nujno dodajati v zmes z železom bolj bogate odpadne surovine.

Kar se tiče meritev mehanskih trdnosti zelenih peletov, opazimo, da le-te naraščajo z velikostjo premera in z večanjem deleža magnetnega koncentrata. (Od 0,290 kp/pelet do 3,92 kp/pelet.)

Precej se mehanske trdnosti povečajo, če pelete sušimo dalj časa v suhem prostoru, še bolje pa, če jih sušimo pri 110° C (od 1,64 kp/pel. do 52,80 kp/pel.).

Poleg teh smo izdelali meritve odpornosti peletov na temperaturni šok pri temperaturah 400° C, 600° in 800° C. Razpad peletov smo opazili samo pri najvišji temperaturi pri dveh vrstah (PK-5 in PK-10), medtem ko je odstotek počenih pri temperaturi 800° C opazen pri petih vrstah (PK-1, PK-2, PK-4, PK-8, PK-10).

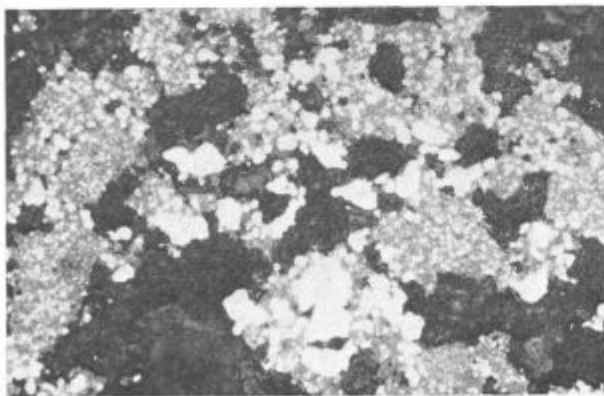
2. Redukcija peletov in mikroskopske preiskave

Poskuse nadaljnje redukcije in utrjevanja peletov smo izdelali v silitni peči. Pelete smo reducirali eno uro v grafitnih lončkih ob prisotnosti koksa. Reducirali smo vseh dvanajst vrst zelenih peletov.

Dobili smo utrjene in reducirane pelete, nekateri so bili celo sintrani. V odvisnosti od razmerja med vsebnostjo koncentrata 1 in piritnimi ogorki v peletih je odvisen tudi delež železa. Kovinskega železa je v metaliziranih peletih med 20 in 65 %. Opisali bomo samo nekaj značilnih primerov metaliziranih peletov.

Na sliki 2 je prerez peleta, reduciranega eno uro z ogljikom pri temperaturi 1200° C. Pelet je izdelan iz 25 % piritnih ogorkov in 75 % koncentrata 1. Vezivo je bentonit. Po redukciji vsebuje 36,68 kovinskega železa, vsega pa je 57,93 %. Železo je v večjih skupkih, ki so deloma samostojni, večji del pa je v žlindri, ki ima sestavo železovega kordierita.

Prerez metaliziranega peleta, narejenega iz 50 % koncentrata 1 in 50 % piritnih ogorkov je prikazan na sliki 3. Od celotne mase železa v peletu, ki ga je 72,59 %, je 42,85 % že kovinskega in je enakomerno razdeljeno po žlindrni fazi. Zaradi višje vsebnosti železa je prišlo tudi do močnejšega aglomeriranja reduciranega železa.

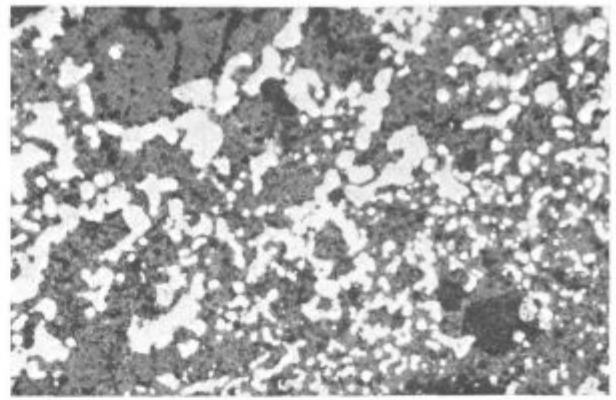


Slika 2

100 ×. Mikroposnetek prereza metaliziranega peleta (belo — železo, sivo — žlindra, črno — pore)

Fig. 2

100 ×. Micropicture of the cross section of metallized pellet (white — iron, gray — slag, black — pores).



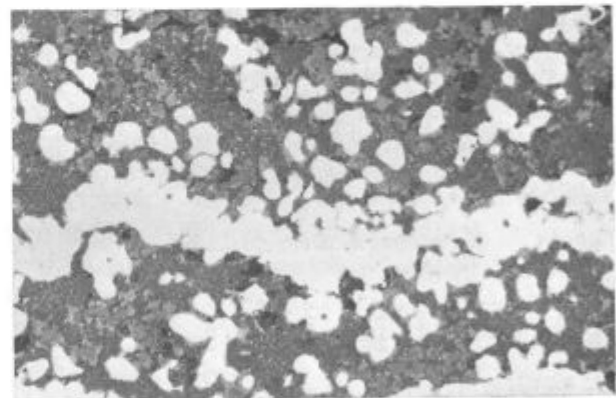
Slika 3

100 ×. Mikroposnetek prereza metaliziranega peleta sestavljenega iz koncentrata 1 in piritnih ogorkov v razmerju 1:1 (belo — železo, sivo — žlindra, črno — pore)

Fig. 3

100 ×. Micropicture of the cross section of metallized pellet composed of concentrate 1 and pyrite cinder in the 1 to 1 ratio (white — iron, gray — slag, black — pores).

V peletih, izdelanih iz 75 % piritnih ogorkov in 25 % koncentrata 1, kot vezivo smo dodajali apno, je od celotne vsebnosti 55,75 % Fe v kovinski obliki 52,10 %. Železo je aglomerirano v večje skupke in je direktno vezano v žlindri. Zelo malo je še kovinskih kroglice (slika 4). Wüstita je tudi malo in je izločen ob železu. Žlindra je sestavljena predvsem iz Al_2O_3 , SiO_2 malo CaO , FeO in Na_2O , zato je v njej mullit in železov kordierit ter steklasto strjena masa.



Slika 4

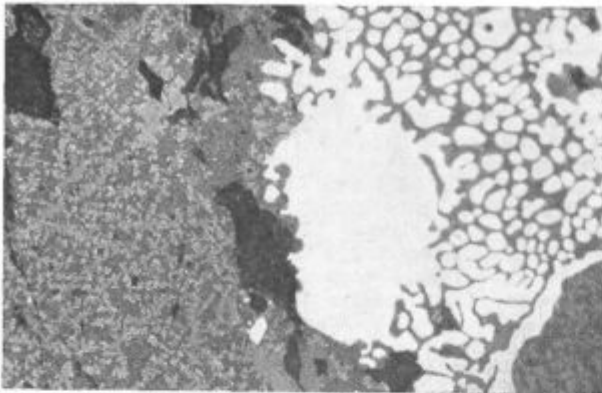
100 ×. Mikroposnetek metaliziranega peleta sestavljenega iz 75 % piritnih ogorkov in 25 % koncentrata 1. V žlindri je wüstit, mullit, železov kordierit in steklo

Fig. 4

100 ×. Micropicture of metallized pellet made of 75 % pyrite cinder and 25 % concentrate 1. Slag contains wüstite, mullite, iron cordierite, and glassy phase.

Metaliziran pelet smo segrevali v nevtralnem atmosferi 20 minut na 1300° C. Železo se je aglomeriralo v večjo kapljo, ki je obdana z žlindro (slika 5). Okrog večjega skupka železa so še manjše kroglice, ki so pa nanj vezane. Žlindra je po-

dobne sestave, kot je opisana pri prejšnji sliki. Iz zaradi alkalij steklasto strjene osnove kristalizira mullit, med kroglicami železa pa je še wüstit.



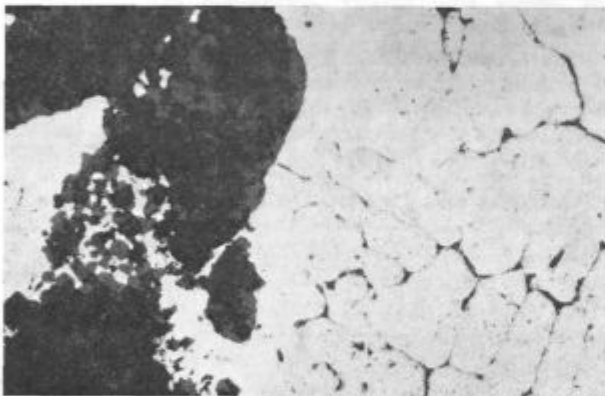
Slika 5

200 ×. Metaliziran pelet ogrevan na 1300° C (belo — železo, iz žilindre kristalizira mullit)

Fig. 5

200 ×, Metallized pellet heated to 1300° C (white — iron, mullite crystallizes out of slag).

Pri segrevanju metaliziranih peletov v magnetnem lončku na 1500° C pride že v 10 minutah do združitve kroglic železa v skoraj kompaktno maso. Na sliki 6 je železo in se vidi, kako je prišlo do združevanja. Železo je tudi že delno naogljčeno.



Slika 6

100 ×. Metaliziran pelet segrevan 10 min. na 1500° C (belo — železo, sivo — žindra)

Fig. 6

100 ×, Metallized pellet heated 10 min at 1500° C (white — iron, gray — slag).

Čprav je dosežena v povprečju visoka stopnja metalizacije, pa vsebujejo metalizirani peleti še preveč jalovine, zato bi pri njihovi uporabi v metalurških agregatih nastalo preveč žilindre. Zaradi redukcije na višjih temperaturah pride do aglomeriranja reduciranega železa, zato bi morali po

redukciji vključiti še drobljenje in magnetno separacijo. Zaradi večjih skupkov železa v peletih je dosežen dober izkoristek. Poskusi tečejo, kako tako kroglico aglomerirati v komade, uporabne v metalurških agregatih.

SKLEPI

Na kratko smo opisali poskuse, ki smo jih delali z odpadnimi sekundarnimi železonosnimi surovinami, rdečim blatom in piritnimi ogorki. Ker iz originalnega rdečega blata ni mogoče z nobeno znano separacijsko metodo izločiti v njem prisotne železove okside, je potrebno rdeče blato predreducirati. V predreduciranem materialu lahko z mokro magnetno separacijo močne intenzitete ločimo kovinsko železo in njegove okside od jalovine. Sam magnetni koncentrat, še boljše pa, če ga pomešamo s piritnimi ogorki, lahko predelamo v pelete ob dodatku različnih veziv. Po redukciji s trdnim reducentom (temperatura 1200° C) lahko dobimo surovino, ki jo je možno pod pogoji predelave sekundarnih surovin predelati v agregatih za proizvodnjo grodlja ali pa jekla.

Možnost uporabe odpadnih surovin po opisanem postopku je torej odvisna predvsem od ekonomskih dejavnikov v tehnološki shemi proizvodnje jekla in od pomena, ki ga družba daje zaščiti narave.

Avtorja se najlepše zahvaljujeta Slovenskim železarnam in Raziskovalni skupnosti Slovenije, ki sta s finančno podporo omogočili raziskave železonosnih odpadnih surovin.

Literatura

1. B. Schapers, M. Haarter: Eine neue Rotschlamm Depone-Methode Trav. com. int. etude bauxites, alumine at alum 1976, No. 13, 531—539.
2. V. G. Logomerac: Kompleksna prerada crvenog mulja u cilju iskorištavanja svih u njemu sadržanih korisnih sastojaka, Rudarsko-metalurški zbornik 1976 (4. zvezek).
3. S. Jurca, J. Zakrajšek, K. Cazafura: Predelava rdečega blata, Poročilo MI v Ljubljani, 1961.
4. Klockmann's P. Rahmdohr: Lehrbuch der Mineralogie, Ferdinand Enke Verlag, Stuttgart 1942.
5. J. Wohinz, M. Šimnic, J. Lamut: Separacija in obogatitev Fe frakcije iz rdečega blata, Poročila Metalurškega inštituta v Ljubljani, 1977.
6. J. Wohinz, J. Lamut: Izkoriščenje železa iz crvenog mulja, Poročila MI v Ljubljani, 1969.
7. H. Schubert: Aufbereitung fester mineralischer Rohstoffe, Band II, VEB Leipzig 1967.
8. Strokovna poročila Metalurškega inštituta v Ljubljani šte. 595, 857, 901, 906, 909, 273 (Avtorji: Kuharič, Lamut, Zalar, Wohinz).
9. J. Wohinz, B. Zalar, J. Lamut: Vključitev Fe frakcije iz rdečega blata v postopek predelave piritnih ogorkov, Poročila Metalurškega inštituta v Ljubljani, 1978.

ZUSAMMENFASSUNG

Umfangreiche laboratorische Untersuchungen zweier Abfallsekundärrohstoffe — von Rotschlamm und Pyritasche zeigten, dass bei einer richtigen Technologie genügend feste metallisierte Pellets aus denen gewonnen werden können, welche als Einsatzstoffe in der Hüttenindustrie Anwendung finden können.

Die Anreicherung von Rotschlamm, welcher etwa 32 % Fe₂O₃ enthält, mit der nassen Magnetscheidung, gibt keine positive Ergebnisse. Getrockneter und im laboratorischen Rotationsofen bei 950° C mit Koks vorreduzierter Rotschlamm geht in eine solche Form über, dass an dem Magnetscheider »Jones« das unmagnetische Nebengestein abgeschieden werden kann.

Wenn bei der nassen Magnetscheidung unter optimalen Bedingungen der Magnetfeldstärke (1,0 T) gearbeitet wird, können ohne Läuterungsprozess etwa 76 Gewichtsprozent von Magnetkonzentrat 1 mit einem Gehalt bis zu 28 % Fe gewonnen werden. Aus verschiedenen Mischungen des Magnetkonzentrates mit Pyritasche sind zwölf Sorten von Grünpellets, mit Bentonit, CaO und CaCl₂ als Bindemittel erzeugt worden. Einige Sorten von Pellets

haben wir nur aus Magnetkonzentrat bei Zusatz der erwähnten Bindemittel gemacht. An frischen grünen Pellets ist die chemische Zusammensetzung, Feuchtegehalt, die Fallfestigkeit, die Festigkeit der bei 110° C, und auf der Luft getrockneten bzw. gealterten Pellets bestimmt worden. Es hat sich gezeigt, dass die Festigkeit der frischen oder auch getrockneten Pellets genügend hoch ist um die Manipulationen beim Transport zu überstehen. Es konnte bei allen Pelletsorten beobachtet werden, dass die Pellets von grösserem Durchmesser fester sind, als die mit kleinerem Durchmesser.

Nach einer einstündigen Reduktion mit Koks bei 1200° C ist ein Reduktions- und Metallisierungsgrad von 93 % erreicht worden.

Die besten Ergebnisse sind bei Pellets erzeugt aus 75 gew. % Pyritasche und 25 gew. % Magnetkonzentrat erzielt worden. Das Bindemittel in diesen Pellets ist Bentonit oder CaO. CaCl₂ kommt als Bindemittel nicht in Frage, da beim Brennen eine reduzierende Atmosphäre im Ofen nötig ist. Im umgekehrten Fall kann zu einer Reoxydation der Pellets kommen.

SUMMARY

Extensive laboratory investigations of two secondary raw materials — red mud and pyrite cinder — showed that correct technological process enables to shape them into sufficient strong and metallized pellets which can be utilized in further metallurgical processing. Mineral dressing of red mud with about 32 % Fe₂O₃ by wet magnetic separation does not give positive results. Dried and pre-reduced red mud with coke in a laboratory rotary furnace at 950° C can be separated from the nonmagnetic tailings on the Jones separator. The wet magnetic separation with the optimal magnetic field (1.0 T) gives without recleaning about 76 wt. % magnetic concentrate 1 with the up to 28 % Fe. Various mixtures of magnetic concentrate with the pyrite cinder were used for making 12 types of green pellets bound with bentonite, CaO, and CaCl₂. Some pellets were made also of magnetic concentrate alone with the addition of the previously mentioned binding agents.

Green pellets were chemically analyzed, the moisture, the falling strength, the strength of pellets dried at 110° C, and the strength of pellets dried in air or the so called aged pellets were determined. The strengths of green or dried pellets are sufficient high that the pellets can sustain all the transport manipulations. In all the types of pellets, the pellets with greater dimensions exhibited greater strength than the small pellets.

One-hour reduction of pellets with coke at 1200° C gave 93 % reduction and metallization. The best results were obtained with the pellets made of 75 wt. % pyrite cinder and 25 wt. % magnetic concentrate. The binding agent in these pellets was bentonite or CaO. CaCl₂ as the binding agent is not applicable since reductive atmosphere is desired during firing if reoxidation of pellets has to be avoided.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обширные лабораторные исследования двух отходов вторичного сырья — железистого шлама и пиритных огарков показали, что при применении соответствующей технологии из них можно получить достаточно прочные металлизированные окатыши, которые можно применить для дальнейших потребностей в металлургии.

Обогащение железистого шлама с содержанием приблизительно 32 % Fe₂O₃ при помощи мокрой магнитной сепарации не дало положительных результатов. Железистый шлам, обожженный в лабораторной ротационной печи при t-ре 950°, при предварительной редукции с коксом, переходит в такую форму, которая дает возможность удалять из него при употреблении сепаратора по Jones-у немагнитическую пустую породу. С применением мокрой магнитной сепарации под оптимальными условиями силой магнитного поля (1,0 тл) можно получить без очистки приблизительно 76 весовых % магнитного концентрата с содержанием до 28 % Fe. Из различных смесей магнитного концентрата с пиритными огарками приготовили 12 сортов сырых окатышей и их связали с добавкой бентонита, CaO и CaCl₂. Некоторые сорта окатышей

изготовили из чистого магнитного концентрата при добавке перечисленных вяжущих средств.

На изготовленных сырых окатышах определены химический состав, влажность, прочность при сбрасывании, прочность окатышей, осушенных при 110° и при сушении на воздухе, оти, старением окатышей. Оказалось, что прочность свежих или только осушенных окатышей достаточно удовлетворительная, так что они в состоянии выдержать все манипуляции при транспорте.

Замечено, что прочность окатышей более крупного диаметра от всех исследованных сортов выше от прочности окатышей более мелких зерен.

После редукции окатышей с коксом при t-ре 1200° в продолжительность одного часа, полученная степень редукции и металлизирования составляла 93 %. Самые лучшие результаты получены с окатышами, которые были изготовлены из 75 весовых % пиритных огарков и 25 весовых % магнитного концентрата. Вяжущее средство для этих окатышей бентонит или CaO. CaCl₂ как вяжущее средство нельзя применить, так как при отжиге при применении этого средства должна быть восстановительная атмосфера, в противоположном случае окатыши вторично окисляются.

Deformacija in porušitev v nekaterih dvo ali več faznih zlitinah

UDK 66q.018:620.181
ASM/SLA M27d'M

L. Kosec

V zlitinah, sestavljenih iz plastične matice ter zrn togih in krhkih faz, smo opazovali spremembe v geometriji mikrostrukture zaradi plastične deformacije in porušitve med procesi preoblikovanja in odrezovanja. Pojava se lahko kvalitativno opišeta enako kot v kompozitih. Deformacija in porušitev mikrostrukturnih sestavin sta med sabo tesno povezani. Niz pojavov, ki vodijo k mehansko stabilnejši geometriji delcev togih in krhkih faz, smo imenovali mehansko ali deformacijsko modifikacijo.

1. UVOD

Plastična deformacija in porušitev sta elementa mehanizmov preoblikovanja in oblikovanja kovin z odrezavanjem. Iz izkušenj vemo, da posamezni kovinski materiali niso enakovredni za različne postopke obeh skupin tehnologij. Teoretično in tehnološko znanje omogoča načrtovati in izdelati gradiva, ki so prirejena posameznim ali več postopkom in celo za ekstremne teh postopkov, npr. za globoki vlek, obdelavo na avtomatih ipd. Pri metalografski analizi različnih kovin in zlitin, ki so bile preoblikovane ali oblikovane z odrezavanjem, smo pogosto opazili take oblike posameznih mikrostrukturnih sestavin, ki si jih lahko razlagamo le kot posledico njihove porušitve. Tak pojav je najbolj pogosto zaslediti v zlitinah, ki sestojijo iz plastične matice in delcev togih, krhkih in običajno tudi trših faz. Značilni in pogosti primeri takih gradiv so mehko žarjena orodna in hitrorezna jekla z grobimi primarnimi ali eutektičnimi karbidi, karbidne trdine s togo in krhko karbidno fazo in plastično matico iz kobalta kot vezivom, zlitine vrste silumin, loti in ležajne zlitine, kovine in zlitine z vključki mineralnih komponent, intermetalnih spojin itd.

V kvalitativnem pogledu je sestava teh zlitin ekvivalentna zgradbi kompozitov s togimi vlakni in plastično matico, v pogledu geometrije mikrostrukture pa je ta podobnost mnogo manjša, pogosto samo simbolična.

Dr. L. Kosec, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu



V mehanizmih deformacije in porušitve zlitin, sestavljenih iz komponent z zgoraj opisanimi lastnostmi, je eno zanimivih in pomembnih vprašanj nastanek razpok, njihovo širjenje in združevanje. Ugotovljeno je, da le-te nastanejo bodisi s porušitvijo delcev krhke, toge faze ali z dekohezijo na meji med temi delci in matico.

Za porušitev delcev krhke faze v plastični matici veljajo naslednje splošne ugotovitve:

— porušitev delcev poteka progresivno s plastično deformacijo zlitine,

— razpoke v delcih leže normalno na smer glavnih napetosti in

— da velikost ter oblike delcev krhke faze močno vplivajo na to, ali se bo delec porušil ali ne.

Zelo veliko vlogo imajo vključki toge, krhke in trde faze med elastično deformacijo zlitine, ki se kaže v koncentraciji napetosti na meji med vključkom in matico ter v spremembi enosnega v večosno napetostno stanje. Velike koncentracije napetosti so tudi pred čelom razpok, ki nastanejo v krhkih delcih in sežejo relativno daleč v plastično matico. Če napetosti okoli vključka presežejo mejo tečenja matice, se relaksirajo s plastičnim tečenjem matice v kritičnem področju. Pri deformaciji in porušitvi zlitin obstaja velik, vzajemni vpliv mikrostrukturnih sestavin. Z upoštevanjem tega medsebojnega vpliva lahko razložimo tudi značilne geometrije mikrostrukture, nastale pri teh procesih.

2. OPIS POSKUSOV

Ponašanje mikrostrukturnih sestavin zlitin med deformacijo in pri porušitvi smo zasledovali na zlitinah-modelih ter na nekaj tehniško pomembnih in pogostih materialih.

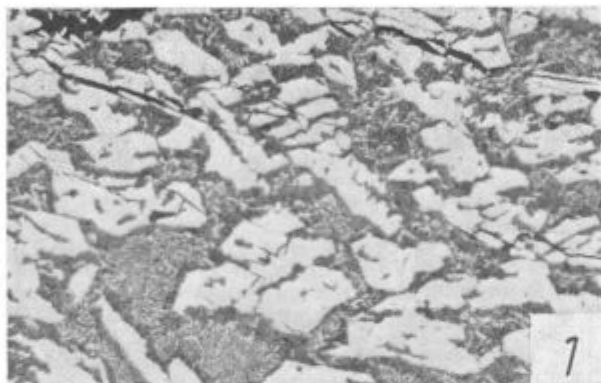
Zlitine-modele smo izbrali na osnovi faznih diagramov ter elementarnih lastnosti kovin oz. faz, ki se lahko v nastalih zlitinah pojavijo. V izbranih zlitinah so bile kovine svinec, kadmij, cink in kositler kot predstavniki izrazito plastičnih kovin ter antimon in bizmut kot krhki komponenti. Večino binarnih zlitin teh kovin je enostavno izdelati.

Enake pojave kot na zlitinah-modelih smo zasledovali tudi na tehniško pomembnih zlitinah: orodnem jeklu C.4850, avtomatnih jeklih ATJ 100 Pb in ATJ 40 Q ter aluminijevi zlitini AlSi18CuNiMg. Pojav deformacije in porušitve smo zasledovali pri različnih mehanskih preizkusih ter obdelavah z odrezovanjem.

4. REZULTATI

1. Značilnosti deformacije in porušitve modelnih zlitin

Vsi izbrani binarni sistemi z eno plastično ter krhko kovino imajo poleg drugih značilnosti tudi eutektično reakcijo. Za izbrani namen so najbolj

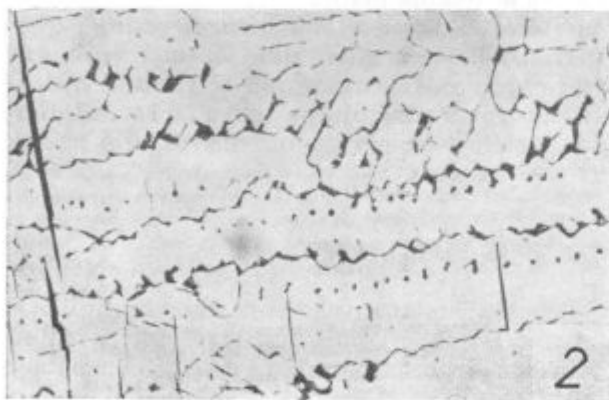


Slika 1

Zlitina Pb-50 % Sb, pov. 120 ×; mikrorazpoke v primarnih zrnih antimona (belo) in v delu matice (eutektika). Upogibni preiskus, pred porušitvijo epruvete.

Fig. 1

Pb-50 % Sb alloy, magn. 120 ×; microcracks in the primary antimony grains (white) and in a portion of matrix (eutectic). Bending test, before the destruction of the test piece.



Slika 2

Zlitina Pb-90 % Sb, pov. 200 ×; mikrorazpoke se širijo v primarnih zrnih antimona in preskočijo tudi vezno fazo. Upogibni preiskus pred porušitvijo epruvete.

Fig. 2

Pb-90 % Sb alloy, magn. 200 ×; microcracks propagate into the primary antimony grains and also jump over on the binding phase. Bending test before the destruction of the test piece.



Slika 3

Zlitina Pb-70 % Bi, pov. 200 ×; del prelomne površine in mikrorazpoke v krhki fazi bizmuta, ki jih ustavi plastična matica (eutektik); primer mnogokratnega preloma.

Fig. 3

Pb-70 % Bi alloy, magn. 200 ×; part of fracture area and microcracks in the brittle bismuth phase which area stopped by the plastic matrix (eutectic); an example for multiple fracture.



Slika 4

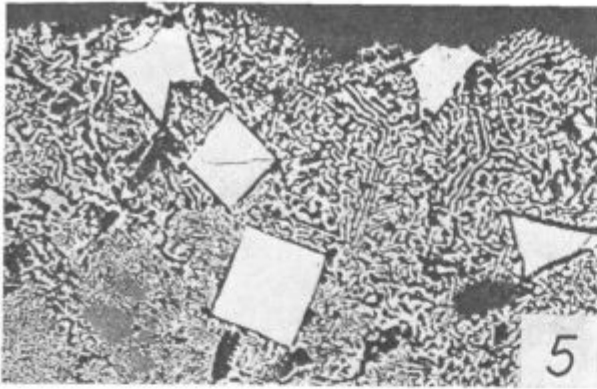
Zlitina Cd-75 % Bi, pov. 200 ×; del prelomne površine in mikrorazpoke v krhkih delcih bizmuta in vezne faze; mnogokraten prelom.

Fig. 4

Cd-75 % Bi alloy, magn. 200 ×; part of fracture area and microcracks in the brittle bismuth particles and binding phases; multiple fracture.

zanimive tiste zlitine, katerih struktura sestoji iz primarnih kristalov toge ali krhke faze ter eutektika, ki je matica. Eutektik sestoji iz trdne raztopine na osnovi plastične kovine ter drobnih delcev toge faze, ki so znatno bolj odporni proti deformacijam od grobih primarnih delcev iste faze. Pri določeni stopnji plastične deformacije posamezne zlitine so se najprej porušila velika zrna krhke faze (antimona, bizmuta), oz. intermetalnih spojin (sl. 1, 2, 6). Razpoke, ki se širijo normalno na glavno napetost, se pri manjši plastični deformaciji ustavijo v plastični matici (eutektiku), z naraščujočo deformacijo pa se razpoka širi do končne porušitve (sl. 3, 4, 5).

Značilno za porušitev zlitin je, da začne s porušitvijo krhke, toge faze; primerov dekohezije

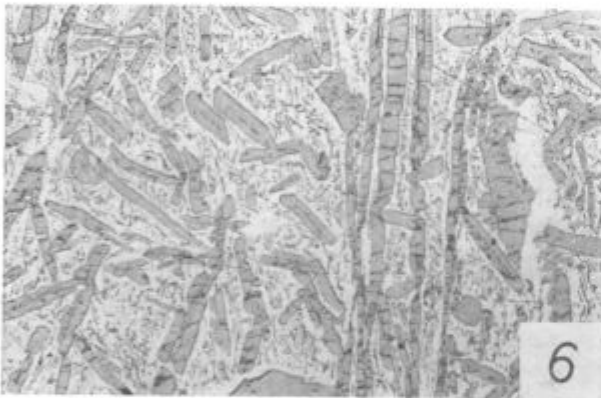


Slika 5

Zlitina Sn-60 % Bi, pov. 200 \times ; del prelomne površine in razpoke v zrnih bizmuta, ki jih ustavi vezna faza (eutektik); mnogokraten prelom.

Fig. 5

Sn-60 % Bi alloy, magn. 200 \times ; part of fracture area and cracks in the bismuth grains which are stopped by the binding phase (eutectic); multiple fracture.



Slika 6

Zlitina Zn-20 % Sb, pov. 100 \times ; mikrorazpoke v lamelah intermetalne spojine ustavljene v vezni fazi (eutektiku).

Fig. 6

Zn-20 % Sb alloy, magn. 100 \times ; microcracks in the lamellae of the intermetallic compound which are stopped in the binding phase (eutectic).

med matico in grobimi zrni krhke faze ni bilo. Prelom zlitin je večkratni, kar pomeni, da nastanejo primarne razpoke v delcih toge faze na več nivojih, oz. mnogo vzporednih razpok, porušitev preko matice pa se izvrši le na enem od teh nivojev.

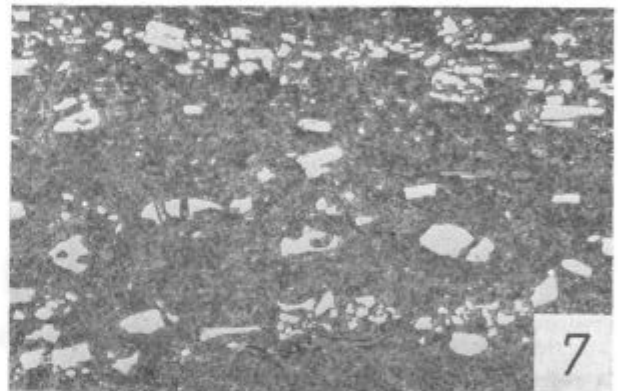
Nekatere mehanske lastnosti zlitin, ki smo jih zasledovali skupaj s pojavom plastične deformacije in porušitve v določenih intervalih koncentracij, približno sledo pravilu zmesi, značilnem za kompozite (npr. trdota, modul elastičnosti).

Delci krhkih in togih faz, ki so sestavine evtektika, se porušijo le na mestih končne razpoke. Ti delci v evtektiku so mnogo manjši od primarno izločenih zrn toge in krhke faze, zato so znatno manj obremenjeni in mehansko stabilnejši v procesu deformacije.

2. Deformacija ledeburitnega orodnega jekla

V kovanem jeklu Č. 4850 in inačicah tega jekla smo pogosto opazili take oblike primarnih in evtektičnih karbidov, ki ne morejo biti zgolj posledica njihove normalne plastične deformacije med preoblikovanjem, ampak kažejo na to, da so ločeni karbidi del enega samega večjega zrna, ki se je med preoblikovanjem porušilo (sl. 7, 8). V jeklih je moč najti različne stopnje tega pojava, od počenih karbidnih zrn do onih, katerih porušene dele je kovinska matica »raznesla« na različne medsebojne razdalje.

Pri začetnih temperaturah kovanja (približno 1050° C) imata obe sestavini jekla primerno plastičnost; geometrija karbidov kaže, da se skupaj deformirajo z avstenitno matico. Ko se temperatura pri kovanju niža, se sposobnost karbidov za plastično deformacijo hitreje zmanjšuje kot sposobnost avstenitne matice. Pri določenih temperaturah kovanja postanejo karbidni delci »togi«, nadaljnja deformacija jekla pa povzroči, da se ne-

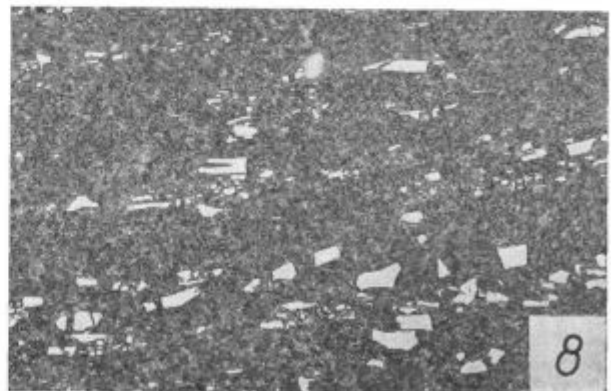


Slika 7

Č. 4850, pov. 200 \times ; porušeni karbidni delci v kovanem jeklu.

Fig. 7

Č. 4850 steel, magn. 200 \times ; broken carbide particles in forged steel.



Slika 8

Č. 4850, pov. 100 \times , porušeni karbidi v kovanem jeklu.

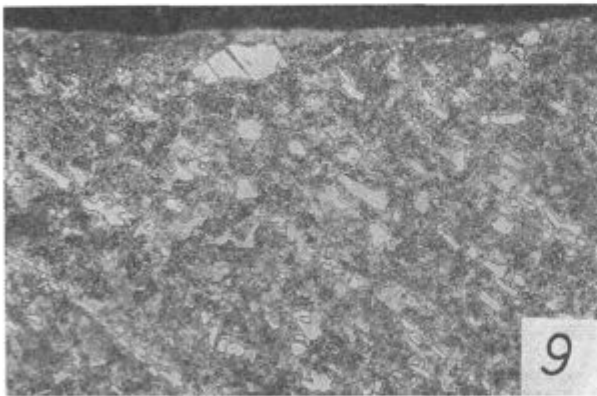
Fig. 8

Č. 4850 steel, magn. 100 \times ; broken carbides in forged steel.

kateri med njimi porušijo. Avstenitna matica med ledeburitnimi polji se bolj deformira od ledeburitnega eutektika. Zato se primarni karbidi v njej bolj pogosto porušijo, posebej še, ker so znatno večji od onih v eutektiku. Togi karbid se lahko poruši na dva ali več delov. Manjši delci so bolj stabilni, saj so znatno manj obremenjeni od velikih. Matica okoli njih se lahko naprej deformira in jih »nosi« s sabo; luknje, ki bi nastale z ločenjem posameznih delov porušenega zrna, pa zapolni plastična matica. Plastična deformacija jekla je povezana s poružitvijo bolj toge komponente mikrostrukture. Posledice te poružitve se že med preoblikovanjem nevtralizirajo, tako da matica zapolni nastale pore in tako nastane stabilnejša konfiguracija mikrostrukture. V jeklih pa obstaja vedno tudi določeno število karbidnih zrn, ki so se porušila ob koncu deformacije jekla, in nastalih razpok matica ni mogla več zapolniti. Take sekvence tega pojava utegnejo biti nevarne za kvaliteto jekla, če vemo, da je matica jekla, namenjenega za delo, martenzitna in z močno zmanjšano možnostjo ustavljanja razpok.

Ne da bi poznali praktične možnosti, bi tako potencialno nevarnost lahko odklonili na dva načina, bodisi z višjo končno temperaturo kovanja ali pa z livarsko modifikacijo karbidne faze.

Podobni primeri kot pri vročem kovanju pa se dogajajo s karbidno fazo in matico tudi pri hladni deformaciji, ki je posledica oblikovanja kovine z odvzemanjem materiala. Na sl. 9 je primer porušenega karbidnega zrna pod površino jekla zaradi močne lokalne plastične deformacije jekla pri vrtanju.



Slika 9
C 4850, pov. 200 ×; površina jekla po vrtanju
(n = 355 min⁻¹, s = 0,12 mm).

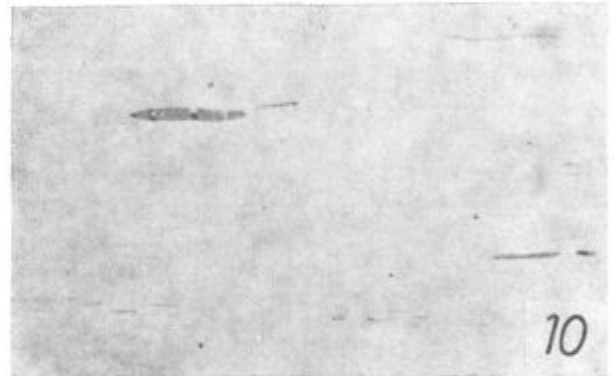
Fig. 9
C. 4850 steel, magn. 200 ×; steel surface after drilling.
(n = 355 min⁻¹, s = 0.12 mm).

3. Ponašanje vključkov manganovega sulfida

Vključki manganovega sulfida so najbolj pogosta mineralna komponenta v jeklih. Za te vključke je znano, da imajo pomembno vlogo v plastični deformaciji in poružitvi jekla. Ugotov-

ljeno je, da se začne porušitev z dekohezijo na meji med vključki in matico. O poružitvi samih delcev manganovega sulfida pa se v strokovnem tisku pojavljajo razprave šele v zadnjem času. Pojav deformacije in poružitve vključkov MnS smo opazovali v dveh avtomatnih jeklih na epruvetah za različne mehanske poizkuse. Pri določeni deformaciji nad mejo tečenja jekla pride do sukcesivnih porušitev sulfidnih vključkov. Pri poružitvi vlada določena selekcija, saj je verjetnost poružitve dolgih in debelih vključkov mnogo večja od poružitve tenkih in kratkih. Vključki počijo na dva ali več delov, ki jih matica »nosi« s sabo, nastale luknje pa zapolni s plastičnim tečenjem. Pojava nastajanje lukenj in zapolnjevanje z matico sta neločljivo povezana (sl. 10, 11, 12).

Pojav dekohezije med vključki in matico nastopi šele pri plastični deformaciji malo pred poružitvijo jekla. Por, oziroma lukenj, nastalih zaradi dekohezije, matica s tečenjem ne more več zapolniti. Širjenje in združevanje teh por povzroči nastanek



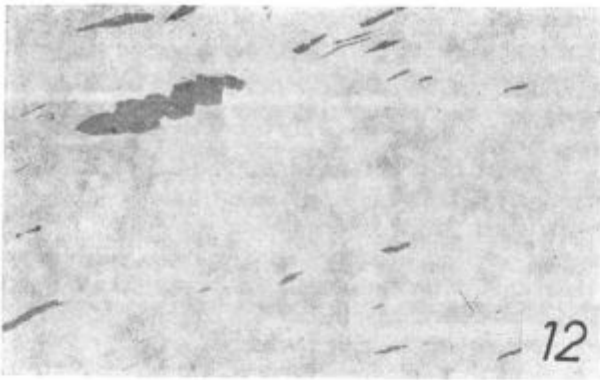
Slika 10
Jeklo ATJ 40 Q, pov. 200 ×; porušen sulfidni vključek z delno zapolnjenima porama med razmaknjenimi delci.

Fig. 10
ATJ 40 Q steel, magn. 200 ×; broken sulphide inclusion with partially filled pores between distanced particles.



Slika 11
Jeklo ATJ 40 Q, pov. 200 ×; porušeni delci manganovega sulfida, pojav deformacijske modifikacije.

Fig. 11
ATJ 40 Q steel, magn. 200 ×; broken manganese sulphide particles, phenomenon of deformation modification.



Slika 12

Jeklo ATJ 100 Pb, pov. 200 \times ; deformiran vključek manganskega sulfida po deformaciji s torzijo.

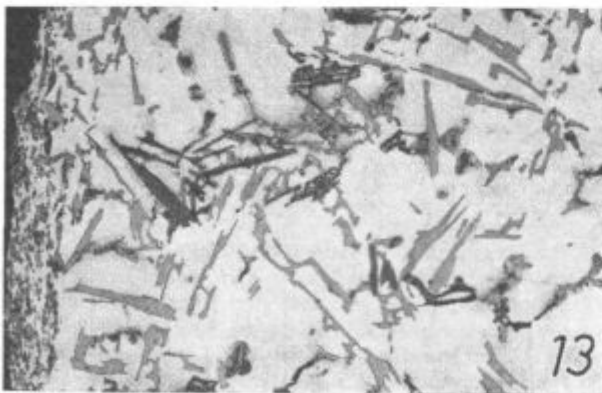
Fig. 12

ATJ 100 Pb steel, magn. 200 \times ; deformed manganese sulphide inclusion being deformed by torsion.

preloma. Porušitve sulfidnih vključkov nastajajo vse do porušitve jekla ter v področju relativno velikih razsežnosti, koder je zadostna plastična deformacija. Pojav dekohezije pa je vezan na razmeroma ozko področje okoli prelomne površine. Primere deformacije ter porušitve sulfidnih vključkov po različnih načinih deformacije jekla kažejo slike 10, 11, 12.

4. Ponašanje intermetalnih faz in zrn silicija v deformirani površini zlitine AlSi18CuNiMg pri odrezovanju

Pri zlitini AlSi18CuNiMg smo opazovali ponašanje mikrostrukturnih sestavin v coni plastične deformacije, nastali zaradi obdelave z odrezovanjem. S spreminjanjem parametrov mehanske obdelave so nastale tudi opazne kvantitativne razlike v stopnji in obsegu deformacije, kvalitativne značilnosti pa so ostale enake. Najbolj ekstremne primerne deformacije smo opazili pri poskusih



Slika 13

Zlitina AlSi18CuNiMg, pov. 200 \times ; površina po struženju ($n = 296 \text{ min}^{-1}$, $s = 1,27 \text{ mm}$, $a = 1,5 \text{ mm}$).

Fig. 13

AlSi18CuNiMg alloy, magn. 200 \times ; surface after turning ($n = 296 \text{ min}^{-1}$, $s = 1,27 \text{ mm}$, $a = 1,5 \text{ mm}$).

vrtnanja. Osnovna značilnost porušitve zlitine po odrezovanju je neenakomernost stopnje obsega plastične deformacije. Na mestih velikih deformacij pride pogosto do pojava t. i. katastrofalne porušitve kristalnih zrn togih in krhkih faz. Velika zrna (npr. silicija ali intermetalnih faz) se zdrobe pod vplivom sile rezanja. Nastali delci so lahko več redov manjši od začetnega zrna. Istočasno s katastrofalnim porušenjem grobih zrn toge in krhke faze se matica plastično deformira. Del zdrobljenih zrn se pomeša z matico. Katastrofalna porušitev zadene predvsem velika zrna, ki so bila v neposrednem stiku z rezalnim orodjem (sl. 13, 14). Zrna pod površino se lahko prav tako porušijo. Globine, do katerih se porušijo zrna togih in krhkih faz, so odvisne od pogojev obdelave; pri poostrenih pogojih obdelave sežejo v globino več 100 μm .



Slika 14

Zlitina AlSi18CuNiMg, pov. 200 \times ; površina po struženju ($u = 592 \text{ min}^{-1}$, $s = 0,68 \text{ mm}$, $a = 1 \text{ mm}$).

Fig. 14

AlSi18CuNiMg alloy, magn. 200 \times ; surface after turning ($n = 592 \text{ min}^{-1}$, $s = 0,68 \text{ mm}$, $a = 1 \text{ mm}$).

4. Analiza rezultatov

Dvo- ali večkomponentne zlitine so pogosto sestavljene iz plastične matice ter togih in krhkih zrn intermetalnih faz in spojin. Mikrostrukturne komponente zlitin imajo lastnosti značilne za sestavine kompozitov^{1,2}. V kvalitativnem smislu je moč deformacijo in porušitev preiskovanih zlitin obravnavati enako kot pri kompozitih. Kvantitativne primerjave ali vrednotenja pa zaradi razlik v geometriji mikrostrukture običajno niso uspešna.

Obremenitev zlitine se razdeli med njene strukturne sestavine. Čim večji je modul elastičnosti in čim večji je volumnski delež sestavine, večji del obremenitve prevzame. Pri določenih minimalni plastični deformaciji zlitine se najprej porušijo kristalna zrna togih in krhkih faz. Obremenitev, ki so jo prenašala porušena zrna, prevzame matica, ki istočasno preprečuje tudi širjenje razpok. Oboje uspe kompenzirati s plastičnim tečenjem ter z njim povezano utrditvijo. Za porušitev delcev

toge in krhke faze je mnogo bolj pomembna minimalna stopnja plastične deformacije zlitine kot pa velikost obremenitve. Porušitev preiskovanih zlitin je selektivne narave. Selektivnost se kaže v stopnji deformacije, pri kateri se porušijo posamezne mikrostrukturne sestavine zlitine (togi in krhki delci pred plastično matico) in v geometrijskih parametrih (večji delci se porušijo pred manjšimi).

Zaradi deformacije matice in trdne vezi med matico in delci se gibljejo togi delci tako, kot narekuje deformacija matice. Pri tem se porušeni delci razmaknejo, med njimi nastanejo pore, ki pa jih matica pri naraščajoči deformaciji zapolni. Tako izginejo vse posledice porušitve delcev togih faz. O njih lahko sklepamo iz geometrije novo nastalih delcev ter iz posameznih stopenj tega celovitega procesa. Ker je delež obremenitve, ki jo prenaša delec v zlitini, sorazmeren njegovi velikosti, se pri določeni deformaciji zlitine porušijo delci določenega velikostnega reda. Velikost novo nastalih delcev togih in krhkih faz ustreza »stabilnemu« stanju v določenem področju deformacij. Iz tega je moč sklepati, da vodi selektivna porušitev do take velikosti delcev, ki so obstojni pri vedno večjih obremenitvah in deformacijah. Ta pojav pomeni nastajanje take geometrije mikrostrukture, ki je obstojnejša proti porušitvi. Ker je pojav povezan z zmanjševanjem delcev posameznih faz, smo ga po analogiji s predvsem v livarski praksi znanim pojavom, imenovali deformacijska modifikacija. Glavni prispevek pri tem pojavu ima kovinska matica, ki prevzema obremenitve porušanih delcev, ustavlja razpoke ter zapolnjuje nastale pore. Proces deformacijske modifikacije pomeni zaporedje, ki sestoji iz porušitve delcev togih in krhkih faz, njihovega ločenja ter zapolnitve por s plastično matico. Tak pojav je možen le v zlitinah z majhno koncentracijo delcev toge in krhke faze do deformacij, ki so

malo manjše od onih pri porušitvi zlitine. Proces deformacijske modifikacije ima aditivne lastnosti, kar pomeni, da je odvisen od končne stopnje plastične deformacije, ne glede, v koliko stopnjah je bila dosežena.

V zlitinah z velikim deležem togih in krhkih faz pojava deformacijske modifikacije ni. Znano je, da toga in krhka faza ovira plastično tečenje matice, kar se kaže v zmanjševanju sposobnosti matice pri ustavljanju razpok. Zmanjševanje sposobnosti matice za plastično tečenje je sorazmerno deležu toge faze in obratno sorazmerno širini matice med temi delci. Iz tega razloga pri zlitini AlSi18CuNiMg ni pričakovati deformacijske modifikacije. Makroskopski videz preloma te zlitine je krhek, ne glede na način obremenitve. Mikrofraktografija pa pokaže dvojno naravo prelomne površine; krhki prelom preko delcev intermetalnih faz in silicija ter duktilno porušitev matice.

Deformacijo površinske cone zlitine po odrezavanju lahko primerjamo s pojavi deformacije in porušitve pri preoblikovanju, vendar se na površini tako obdelanih zlitin pojavijo posebnosti, ki kažejo na ekstremne lokalne obremenitve in deformacije. Pri odrezavanju nastanejo v zlitini defekti. Velikost in obseg napak sta odvisna od pogojev dela. Posledic nastalih napak na uporabne lastnosti zlitin nismo analizirali, najverjetneje pa bi se pokazale pri denamični obremenitvi, v pogojih, kjer nastaja napetostna korozija in podobno.

Literatura

1. J. Gurland, N. Parikh: Mikrostrukturne aspekte der Zerstörung von zweiphasigen Legierungen, *Zerstörung*, prev. iz angl., vol. 7/1, Mir, Moskva, 1976, str. 472–513.
2. J. Gurland: Fracture of Metal-Matrix Particulate Composites, *Composite Materials*, vol. 5, Acad. Press., 1974, str. 45–93.

ZUSAMMENFASSUNG

Unter den technisch anwendbaren Legierungen gibt es viele solche, deren Mikrogefüge aus der plastischen Grundmasse, und von Teilchen aus festen und spröden Phasen zusammengesetzt ist. Das Betragen der mikrostrukturellen Bestandteile in solchen Legierungen während der plastischen Verformung, und bei der Zerstörung, lässt sich auf dieselbe Art wie bei Verbundmetallen erklären. Die äusserliche Belastung verteilt sich auf Grund der bekannten Gesetzmässigkeiten zwischen der Grundmasse und der anderen Bestandteile. Beim bestimmten Verformungsgrad der Legierung werden zunächst die festen und spröden Phasenteile zerstört. Die Grundmasse übernimmt die Belastung der zerstörten Teilchen und verhindert damit die Rissausbreitung.

Die verformte Grundmasse »trägt« mit sich die Teilchen der zerstörten Körner, der festen und spröden Phasen, und füllt die entstehenden Risse durch das plastische Fließen nach. Durch diesen Prozess entsteht eine solche Geometrie der Teilchen der festen und spröden Phasen, welche erheblich zerstörungsbeständiger ist, als die vorher. Die Zerstörung dieser Teilchen kann nur bei beträchtlich grösserer Verformung der Legierung fortgesetzt werden bzw. diese Teilchen sind bis zu der Zerstörung der Legierung beständig.

Mechanische oder Verformungsmodifizierung wären geeignete Ausdrücke für dieses Phänomen.

SUMMARY

Many technically applied alloys have the microstructure composed of plastic matrix with particles being of rigid and brittle phases. Behaviour of microstructural components in such alloys during the plastic deformation and in the destruction can be explained in the same way as the behaviour of composite materials. External load is distributed between the matrix and the other constituents according to the known laws. At a certain degree of plastic deformation of the alloy the particles of rigid and brittle phases are destructed at first. The matrix takes over the load of the destructed particles

and it prevents propagation of cracks. The deformed matrix carries particles of broken grains of rigid and brittle phases, and the formed pores are filled by the plastic flow. Thus such a geometry of rigid and brittle phases is formed which is substantially more resistant to the destruction. Destruction of these particles can occur at a substantially higher deformation of the alloy or they are stable up to the destruction of the alloy.

Mechanical or deformation modification could be suitable expressions for this phenomenon.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Среди сплавов, имеющие техническое применение целый ряд таких, которых микроструктура состоит из основной пластической массы и из частиц жестких и хрупких фаз. Поведение микроструктурных составных частей в таких сплавах во время пластической деформации и сопротивление излому можно идентифицировать с поведением композитов. Внешняя нагрузка распределяется по известной закономерности на основную массу и на остальные составные части. В определенной стадии пластической деформации сплава наступает сперва разрыв частиц жестких и хрупких фаз и основная масса стали берет на себя их на-

грузку и препятствует расширению трещин. Параллельно с этим, деформированная основная масса включает в свой состав частицы, полученные вследствие разрыва зерен жестких и хрупких фаз, которые со своей стороны во время процесса пластической деформации заполняют, образовавшиеся в основной массе поры. С этим процессом получается более благоприятная геометрическая форма частиц жестких и хрупких фаз, которые более устойчивы на сопротивление к излому.

На процесс этого вида более всего бы отвечала дефиниция — механическая или деформационная модификация.

Utrujanje s končnim številom nihajnih obremenitev do loma

UDK 66q.14.018.8:53q.43
ASM/SLA SS, Q7j

Janez Zvokelj



Na Metalurškem inštitutu smo z nabavo novega preizkuševalnega stroja INSTRON dobili možnost preizkušanja materialov pri dinamičnih obremenitvah. Krmilni in registracijski sistemi tega stroja nam z veliko natančnostjo omogočajo tudi izvajanje preizkusov utrujanja s končnim številom nihajev do loma. Nekaj začetnih ugotovitev in rezultatov, ki smo jih dobili pri tovrstnem preizkušanju avstenitnega jekla vrste Prokron 1, je obravnavano v predloženem članku.

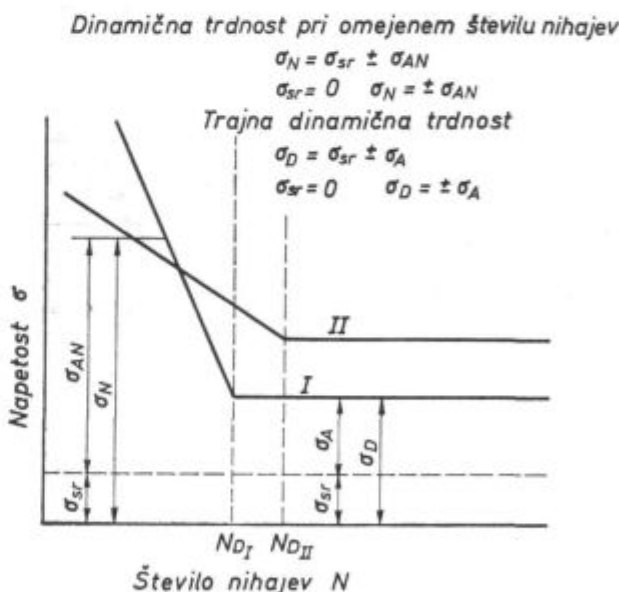
UVOD

Kadar se po daljši ali krajši dobi trajanja nepričakovano zlomi konstrukcijski del, ki je bil v uporabi izpostavljen enakomernim ali sunkovitim menjajočim se obremenitvam, pripisujemo vzrok za nastanek loma utrujenosti materiala. Posledice lomov so večje ali manjše materialne škode, posebej pa nam ostaja v zavesti, kadar terjajo lom tudi človeška življenja, kot se to dogaja pri poškodbah na prevoznih sredstvih, zlasti v letalskem prometu.

Lom zaradi utrujenosti nastopi kot posledica številnih faktorjev: od osnovnih mehanskih lastnosti materiala pa vse do konstrukcijske zasnove in izvedbe delov ali sklopov, preko katerih se prenašajo dinamične obremenitve v uporabi. Zato je seveda najbolj ustrezno preizkušati kritične dele in sklope neposredno, ob čim vernejšem simuliranju predvidenih obremenitev in razmer, ki jim bo konstrukcija izpostavljena v uporabi. S pomočjo modernih pripomočkov: računalnikov, krmilnih in merilnih sistemov, lahko vedno v večji meri vršimo takšna programirana preizkušanja, vendar je njihova cena visoka. S tem klasična preizkušanja mehanskih lastnosti materialov pri dinamičnih obremenitvah niso potisnjena v ozadje. Njihova vrednost ostaja, ker nam dajo osnovne karakteristike o ponašanju materialov pri dinamičnih obremenitvah, ki jih konstruktor že lahko upošteva. Preizkušanja so tudi izredno raznolika že glede na vrsto in predznak napetosti,

frekvenco itd., zelo primerna pa so nadalje za raziskovanje vplivov posameznih parametrov, tudi različnih zunanjih faktorjev.

Mehanski preizkusi materialov pri dinamičnih obremenitvah so izvedeni z enakomernim cikličnim ali vsaj z variabilnim obremenjevanjem, ki se ciklično ponavlja. Za varnost konstrukcije, ki je v uporabi izpostavljena dinamičnim obremenitvam pri različnih razmerah, nas zanima število sunkov ali ciklov, ki jih material izdrži bodisi do zloma, bodisi ob čimvečji statistični verjetnosti brez porušitve. Izkaže se, da je število nihajev do zloma (ob upoštevanju vrste in predznaka napetosti) odvisno od velikosti ciklične napetosti. Ta odnos je poznan kot Wöhlerjeva krivulja (sl. 1). Diagram z Wöhlerjevo krivuljo lahko delimo na dva dela glede na število nihajev do zloma: v območje napetosti, kjer pride do loma po končnem številu



Slika 1
Wöhlerjevi krivulji (shematično) dveh materialov, ki se razlikujeta po trajni dinamični trdnosti (σ_D) in dinamični trdnosti pri omejenem številu nihajev (σ_N).

Fig. 1
S — N curves (schematically) of two materials with various fatigue strengths (σ_D) and fatigue strengths at limited number of cycles (σ_N).

J. Zvokelj, dipl. ing. metalurgije, samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu

nihajev in v območje napetosti, pri katerih lom ne bo nastal tudi po neomejenem številu cikličnih obremenitev. Najvišja napetost, ki jo material izdrži brez loma, je dinamična trdnost materiala (σ_D). Po izkušnjah je statistična verjetnost, da se material ne bo prelomil po neomejenem številu nihajev, dosežena že pri naslednjem številu nihajev N_D :

mehka jekla	$N_D = 10 \cdot 10^6$
trša jekla	$N_D = 3 \cdot 10^6$
Cu in Cu zlitine	$N_D = 50 \cdot 10^6$
lahke kovine	$N_D = 30-100 \cdot 10^6$

Slika 1 nam prikazuje shematično dve Wöhlerjevi krivulji, ki se razlikujeta med seboj tako po območju, kjer pride do loma po končnem številu nihajev, kot po velikosti trajne dinamične trdnosti.

Wöhlerjevo krivuljo izdelamo ponavadi s 6—10 preizkušanci, zato ne more biti statistično zanesljiva. Kadar določujemo samo trajno dinamično trdnost, se poslužujemo drugih načinov; Na Metalurškem inštitutu uspešno uporabljamo metodo »stopnic«, za kar je potrebno 15—20 preizkušancev, s tem pa je tudi ugotovljena vrednost trajne dinamične trdnosti bolj statistično in zanesljivo določena.

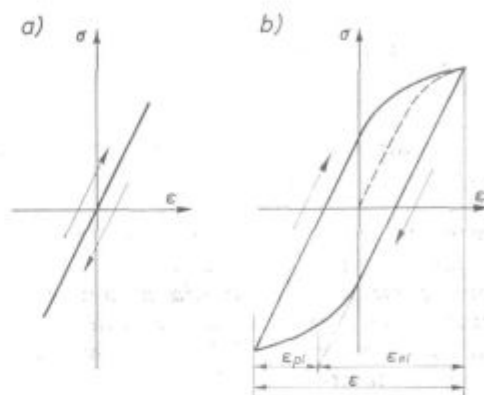
Vendar je tudi območje napetosti, kjer pride do loma po končnem številu nihajev, zanimivo za oceno lastnosti preizkušanih materialov. Znano je, da lom zaradi utrujenosti sicer nastane navidez nenadoma, z nasilnim lomom, v resnici pa se postopoma širi iz neke začetne razpoke, dokler se nosilni prerez preizkušanca ali konstruktivnega dela toliko ne zmanjša, da aplicirana sila povzroči preobremenilno napetost na preostalem preseku. Zato je za oceno lastnosti materiala pomembno vedeti, po kolikšnem številu nihajev se je razpoka začela, oziroma kolikšno število nihajev od nastanka razpoke je bilo potrebno za zlom materiala. V strokovni literaturi najdemo zato Wöhlerjeve krivulje dopolnjene še s takoiimenovano črto začetka poškodbe. Vendar je treba pripomniti, da so konkretni rezultati v literaturi zelo redki in da so prikazi bolj ali manj shematski, kajti metode za takšno določevanje so poredne in zato tudi ne povsem neopredne.

Obstajajo pa drugi načini vrednotenja, zlasti na podlagi histereznih pojavov odnosa med obremenilno napetostjo in raztezki v toku obremenilnega ciklusa, ki so specifični za področje, kjer pride do loma po končnem številu nihajnih obremenitev.

UTRUJANJE S KONČNIM ŠTEVILOM NIIHAJEV DO LOMA (Low Cycle Fatigue)

Pri dinamičnih obremenitvah pride redno do loma po končnem številu nihajnih obremenitev, kadar so amplitude cikličnih napetosti višje, kot

je elastično območje preizkuševanega materiala. Zato nastajajo v ciklusu obremenjevanja poleg elastičnih tudi plastične deformacije. Odnos med silo in deformacijo ne sledi več Hookovem zakonu (sl. 2 a), ampak je izražen zaradi plastičnih in anelastičnih pojavov v značilni obliki histerezne zanke (sl. 2 b). Z dovolj natančnimi merilniki sil in raztezkov te sočasne odvisnosti lahko registramo.



Slika 2

Odnos med napetostjo (σ) in deformacijo (ϵ) pri izmeničnem nihanju napetosti:

- a) v elastičnem področju
b) v plastičnem področju

ϵ_{pl} — delež plastične deformacije
 ϵ_{el} — delež elastične deformacije

Fig. 2

Stress (σ) — strain (ϵ) relationship in alternating stresses:

- a. elastic region
b. plastic region

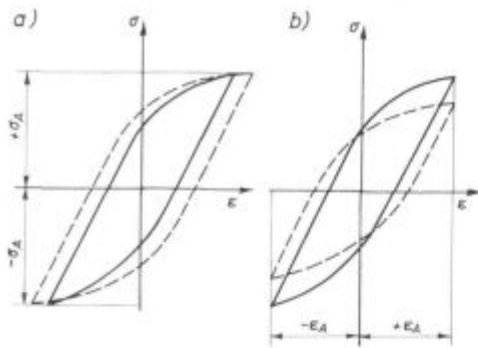
ϵ_{pl} — portion of plastic deformation
 ϵ_{el} — portion of elastic deformation

Preizkušanje utrujanja pri amplitudah napetosti, pri katerih pride do loma po končnem številu nihajev, so v zadnjem času vse bolj pogosta. V angleški literaturi jih označujejo s terminom Low Cycle Fatigue (LCF), rusko »malociklovaja ustalost«, kratico LCF zasledimo tudi v nemških člankih. Po naše bi bil primeren izraz: utrujanje s končnim številom nihajev do loma.

Tovrstna preizkušanja so zanimiva predvsem pri kovinskih materialih z neizrazito mejo plastičnosti, kjer je prehod iz elastičnega v plastično področje neopazen, saj definiramo mejo elastičnosti že na podlagi merljive plastične deformacije. Zlasti so pomembna pri povišanih temperaturah, kjer nihanje napetosti ne povzročamo samo z menjajočimi se mehanskimi silami, pač pa lahko nastajajo v materialu nihanja napetosti zaradi oviranega temperaturnega raztezanja ob nihanjih temperature.

Prav zato imamo dva načina izvajanja, oziroma krmiljenja preizkusov: s stalno amplitudo napetosti ali s stalno amplitudo raztezka (sl. 3).

Zaradi plastičnih deformacij med obremenjevanjem v posameznih ciklih se lahko material utruje, razmehča, ali pa je njegovo ponašanje



Slika 3

Krmiljenje dinamičnih preizkusov:
 a) s stalno amplitudo napetosti ($\pm \sigma_A$)
 b) s stalno amplitudo raztezka ($\pm \epsilon_A$)

črtkani krivulji označujeta spremembe med preizkušanjem

Fig. 3

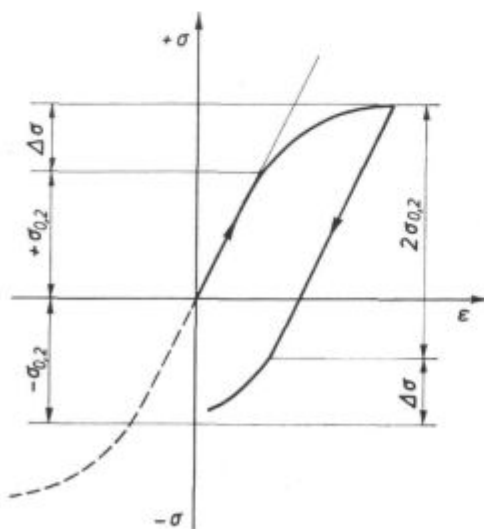
Monitoring fatigue tests:

a. constant stress amplitude ($\pm \sigma_A$)
 b. constant strain amplitude ($\pm \epsilon_A$)

Dashed lines represent variations during testing.

nevtalno. Razmehčanje materiala se odraža pri krmiljenju s stalno amplitudo napetosti z večanjem raztezka in s tem širine histerezne zanke (sl. 3 a, črtkana krivulja), pri krmiljenju s stalno amplitudo raztezka pa z nižanjem napetosti, pri kateri je dosežena amplituda deformacije (sl. 3 b). Pri utrjevanju materiala so pojavi obratni. Preizkusi se vršijo pri zmernih frekvencah, ker bi se zaradi plastičnih deformacij v preizkušancu preveč ogreli.

Pri preizkušanju z izmeničnim variiranjem napetosti je treba računati, da nastopi pri prvem nihanju izrazit Bauschingerjev efekt (sl. 4): pri obremenitvi z nasprotnim predznakom napetosti se meja elastičnosti oz. meja plastičnosti močno zniža v primerjavi s prvotno. Pri nadaljnjih ciklih



Slika 4

Shematični prikaz Bauschingerjevega efekta

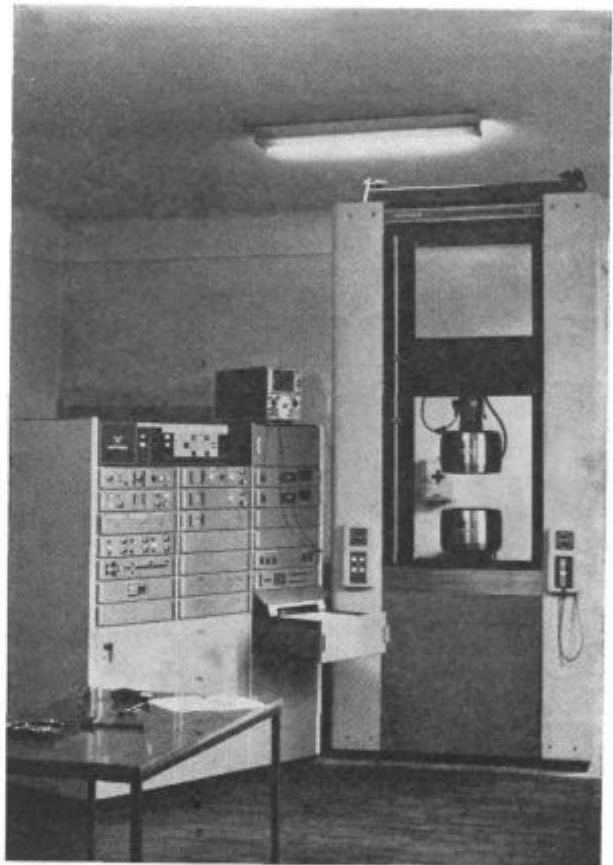
Fig. 4

Schematic representation of the Bauschinger effect

se to ponavlja, tako da se oblikuje zaključena histerezna zanka. Za izvajanje preizkusov se lahko poslužujemo predpisov ASTM in GOST.

Utrujanje jekla Prokron 12

Navajamo nekaj rezultatov in ugotovitev o utrujanju s končnim številom nihajev do loma, ki smo jih dobili pri preizkušanju avstenitnega jekla vrste Prokron 12. Preizkušanja so bila izvedena na novem preizkuševalnem stroju INSTRON (sl. 5), na katerem nam krmilni in registracijski sistemi omogočajo izvajanje takšnih preizkusov z veliko natančnostjo in zanesljivostjo.



Slika 5

Preizkuševalni stroj INSTRON na Metalurškem inštitutu

Fig. 5

INSTRON testing machine in the Institute of Metallurgy

Preizkuševano jeklo Prokron 12 ima v gašenem stanju naslednje mehanske lastnosti:

meja elastičnosti	$\sigma_{0,02} = 117 \text{ N/mm}^2$
meja plastičnosti	$\sigma_{0,2} = 188 \text{ N/mm}^2$
trdnost	$\sigma_M = 553 \text{ N/mm}^2$
raztezek	$\delta_5 = 58 \%$
kontrakcija	$\psi = 84 \%$

Meja elastičnosti je bila določena v skladu s predpisi GOST kot napetost, ki daje po razbremenitvi 0,02 % trajnega raztezka. Za preizkušanja

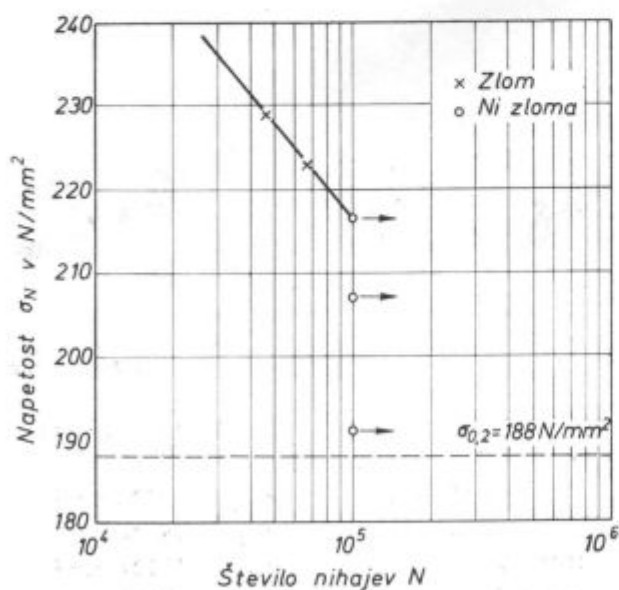
nja smo izbrali cilindrični preizkušaneec premera 10 mm z mersko dolžino 50 mm. Večino preizkusov smo izvajali pri konstantni amplitudi napetosti (sile), nekatere pa tudi pri konstantni amplitudi raztezka. Za registracijo raztezkov imamo dinamični ekstenzometer z mersko dolžino 25 mm in območjem pomika $\pm 2,5$ mm. Odnose sile in raztezka (histerezne krivulje) smo registrirali na koordinatnem regulatorju, ki je vgrajen v preizkuševalnem stroju. Frekvenca preizkušanja je bila 30 nihajev na minuto, histerezne zanke pa smo zarisavali pri frekvenci 1 nihaj na minuto.

Določevali smo dinamično trdnost jekla (σ_N) za 10^5 nihajev. Preizkušanj za določevanje dinamične trdnosti za 10^6 nihajev nismo izvajali, ker so zaradi nizke frekvence preizkušanja predolgotrajna. Dinamične trdnosti za 10^4 nihajev pa nam ni uspelo določiti, ker se pri visokih amplitudah napetosti, ki bi povzročile lom v tako kratkem času, že v prvem nihaju ob zanihanju v tlak preizkušanci rahlo uvijejo in so zaradi tega preizkusi popačeni.

Rezultati preizkušanj so grafično prikazani na sl. 6. Dinamična trdnost (σ_N) za 10^5 nihajev pri čisti izmenični obremenitvi ($\sigma_{sr} = 0$) je pri 216 N/mm^2 , kar je za približno 15 % višje od meje plastičnosti preizkuševanega jekla.

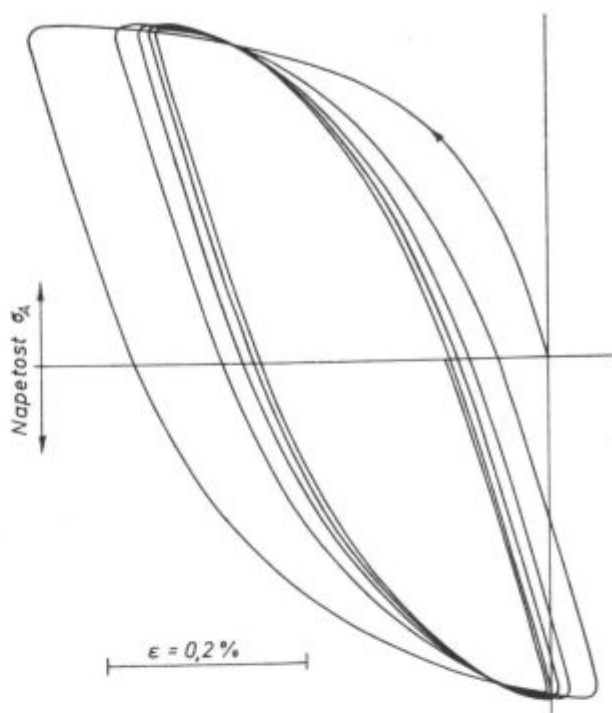
Pri vsakem preizkusu smo registrirali histerezne zanke prvih petih nihajev, nato pa po pet nihajev po 10^3 , 10^4 in 10^5 nihajih, v kolikor se preizkušaneec že preje ni prelomil.

Na sl. 7 prikazujemo histerezne zanke prvih petih nihajev pri preizkušanju z amplitudo napetosti $\pm 210 \text{ N/mm}^2$, kar je višje od meje pla-



Slika 6
Grafični prikaz dinamičnih trdnosti pri omejenem številu nihajev za jeklo Prokron 12.

Fig. 6
Graphical presentation of fatigue strengths at limited number of cycles for Prokron 12 steel.



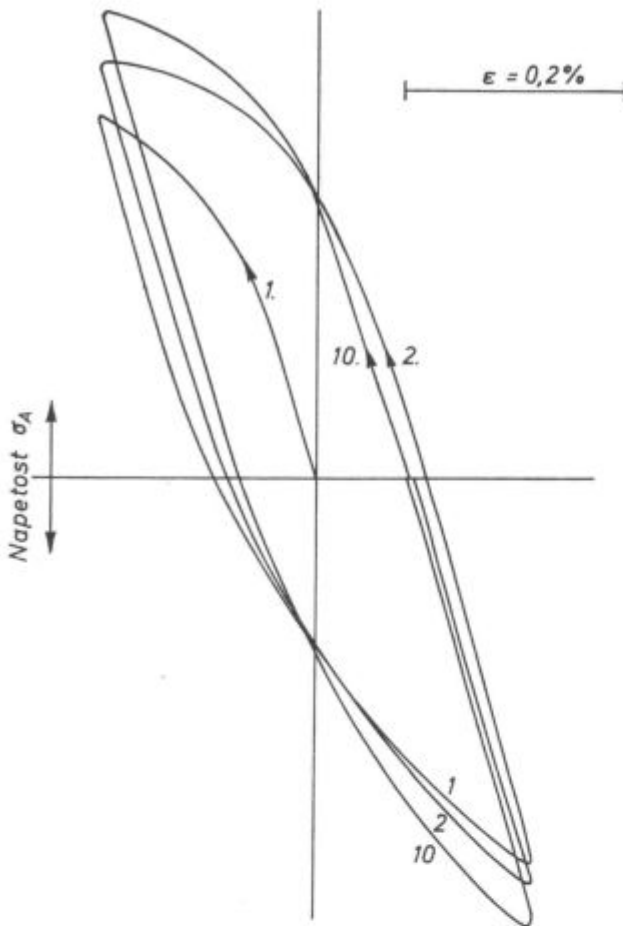
Slika 7
Spremembe histerezne zanke (začetni nihaji) pri stalni amplitudi napetosti.

Fig. 7
Variations of the hysteresis loop (initial cycles) at the constant stress amplitude.

stičnosti jekla. Pri prvem delu nihaja v nategu je bila dosežena trajna deformacija 0,3 %. Kljub izrazitemu Bauschingerjevemu efektu pa je v delu nihaja v tlaku plastična deformacija manjša. Histerezna zanka se pri naslednjih nihajih hitro oži, kar je posledica močne utrditve materiala med cikličnim obremenjevanjem. Po 5000 nihajih znaša širina plastične deformacije le še okrog 0,1 %. Preizkušaneec se po 10^5 nihajih ni prelomil.

Zmanjševanje širine histerezne zanke v toku preizkušanja pomeni, da se je material med cikličnim obremenjevanjem utrdil. Ta pojav nam še lepše prikazuje preizkusi utrujanja s krmiljenjem amplitude raztezkov. Na sl. 8 je prikazan primer, kjer je znašala amplituda raztezkov $\pm 0,2$ %, pri čemer sta deleža elastičnega in plastičnega raztezka (shematska razlaga je prikazana na sl. 2b) slučajno skoraj enaka. Utrditev materiala, ki se odraža s povečanjem napetosti, ki je potrebna pri naslednjih nihajih za enak raztezek, je najbolj izrazita pri prvih nihajih, vendar tudi kasneje ne preneha. Pri tem preizkusu ima Buschingerjev efekt klasično obliko.

Z večanjem amplitude napetosti se povečuje začetna širina histerezne zanke, je pa zaradi večjih plastičnih deformacij tudi utrditev jekla Prokron 12 večja, kar pomeni hitreje oženje histerezne zanke v odvisnosti od števila nihajev. To je prikazano na sl. 9 in sicer za različne amplitude napetosti.

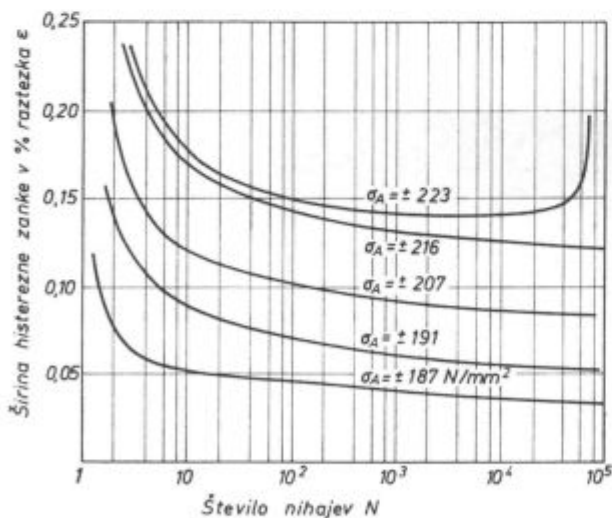


Slika 8

Spremembe histerezne zanke (začetni nihaji) pri stalni amplitudi raztezkov.

Fig. 8

Variations of the hysteresis loop (initial cycles) at the constant strain amplitude.



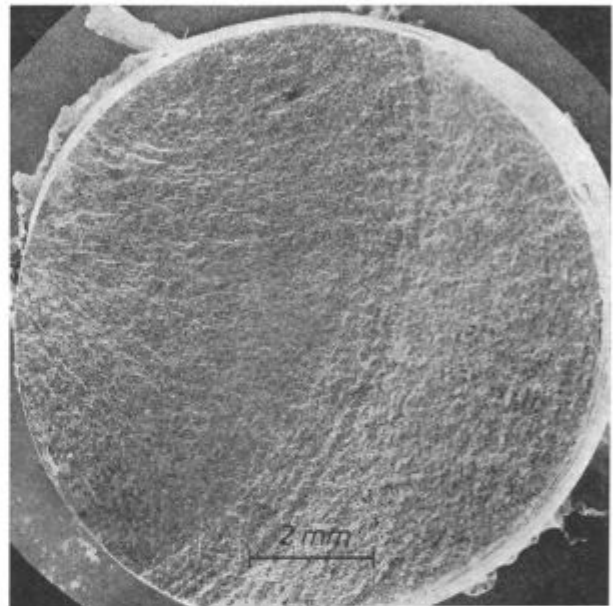
Slika 9

Širina histerezne zanke v odvisnosti od števila nihajev za razne amplitude napetosti.

Fig. 9

Width of the hysteresis loop depending on the number of cycles for various stress amplitudes.

Rezultatov je seveda premalo za kvantitativno oceno, vendar nam krivulje kažejo, da se širina histerezne zanke pri jeklu Prokron 12 zmanjšuje s številom izvršenih nihanj in to v začetnem delu tem bolj izrazito, čim višja je bila amplituda napetosti. Pri preizkušancu, kjer je prišlo do loma, se opazi večanje amplitudi raztezkov pri nihajih neposredno pred lomom. To je povsem razumljivo, saj se s širjenjem razpoke deformacija preizkušanca zaradi zmanjšanega preseka mora povečati. Izredna širina zadnjih deformacij pred lomom enega od naših preizkušancev je prikazana na sl. 10.



Slika 10

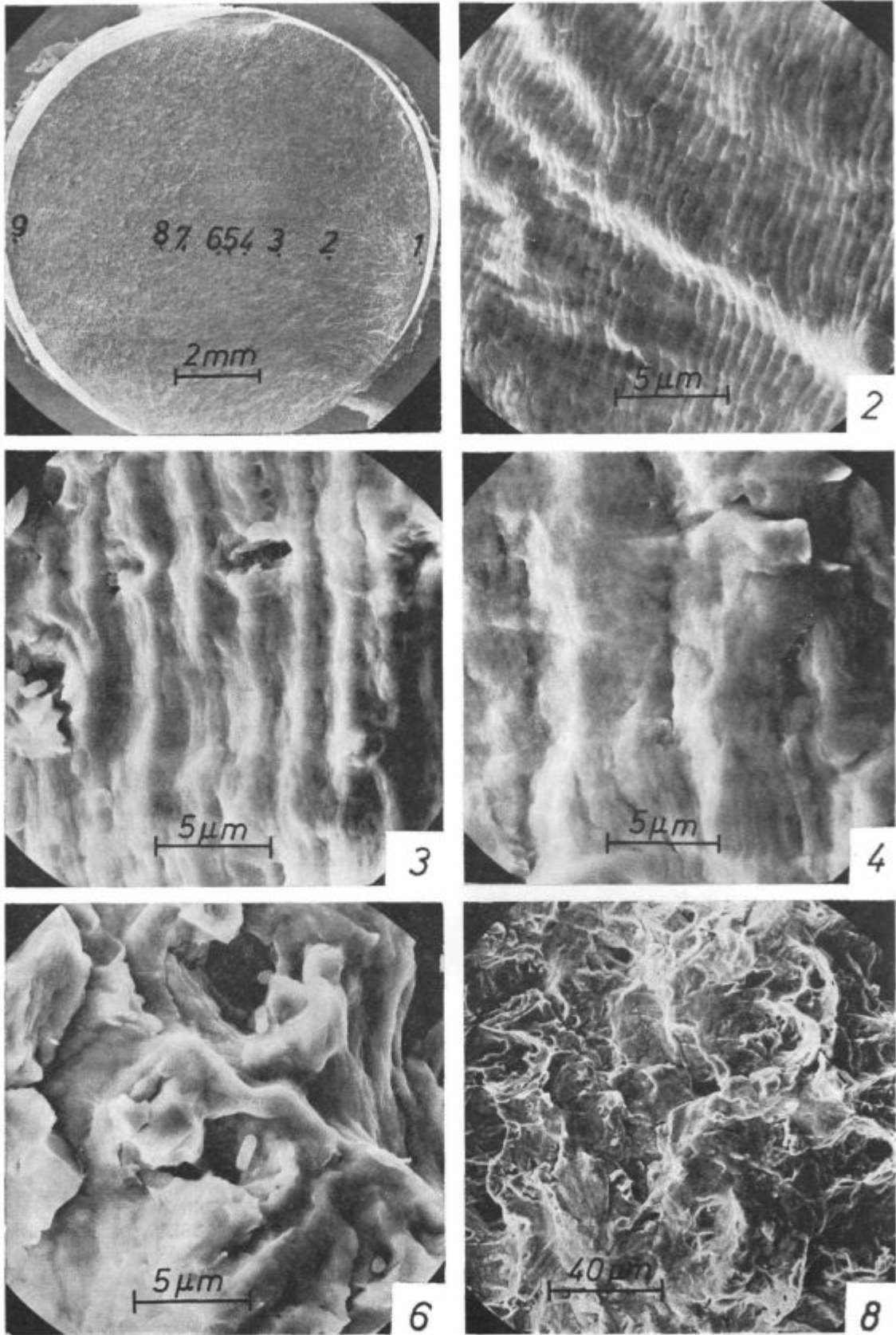
Prelom preizkušanca z vidnimi stopnjami deformacije pred zlomom.

Fig. 10

Fracture of the test piece with visible deformation stages before the destruction.

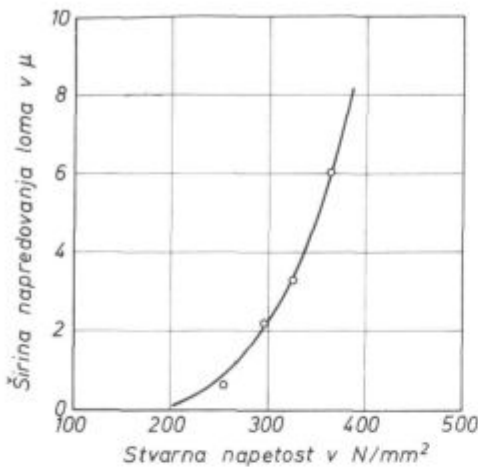
Mikrofraktofske preiskave lomov

Nekatere površine prelomov preizkušancev smo pregledali z elektronskim rastrskim mikroskopom. Na seriji slik prikazujemo karakteristike prelomne površine na mestih, ki so ustrezno označena na makroposnetku. Preizkušane se je prelomil po 68.000 nihajih, amplituda napetosti je znašala $\pm 230 \text{ N/mm}^2$. Iz sekvence slik je razvidno, kako se povečuje širina »letnice« ki so značilne za napredovanje loma od nihaja do nihaja. Medtem ko so do mesta št. 5 »letnice« izrazito vidne, pri čemer se od začetka razpoke na robu (1) proti notranjosti povečuje njihova širina, pa od mesta 6 dalje napredovanja razpoke izgubi svoje mikroskopske značilnosti. Prelom poteka v velikih korakih, po karakteristikah pa postaja plastičen, čeprav še ne z vsemi značilnostmi, kot je to na končnem delu preloma. Po makroskopskem videzu se začnejo zadnji nasilni lom med oznakama 7 in 8.



Slika 11
Mikrofraktografski posnetki prelomnih površin na različnih mestih preloma.
Fig. 11
Microfractographic pictures of fracture areas on various spots of the fracture.

Odnos med širino koraka razpoke in dejansko napetostjo v materialu zaradi zmanjšane preseka



Slika 12

Velikost stopnje napredovanja razpoke v odvisnosti od trenutne napetosti.

Fig. 12

Magnitude of crack propagation depending on the momentary stress.

skušamo prikazati na diagramu na sl. 12. V področju, kjer je velikost »letnic«, oziroma napredovanje razpoke možno izmeriti, je vendarle možno postaviti neko medsebojno odvisnost, kar bi nam omogočilo, da bi približno ocenili število nihajev od nastanka razpoke pa do zloma.

Glede na zadnji del preloma pa izračun pokaže, da je bila raztržna napetost, izračunana na zmanjšani preseki, 561 N/mm², kar je približno enako natezni trdnosti jekla Prokron 12 pri statičnem nateznem preizkusu.

Literatura

1. W. Dahl in sod.: Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung, Verlag Stahleisen M. B. H. Düsseldorf, 1978.
2. E. Siebel: Die Prüfung der metallischen Werkstoffe, II. izdaja, Springer-Verlag, Berlin, 1955.
3. G. E. Dieter: Mechanical Metallurgy, II. izdaja, Mc Graw-Hill, New York, 1977.
4. Predpisi GOST 10145-62, ASTM 600 T, JUS C.A4, 935
5. J. Zvokelj: Vrtilno-upogibni preizkusi konstrukcijskih jekel, Poročilo Metalurškega inštituta št. 216, 1973.

ZUSAMMENFASSUNG

Beim Ermüdungsversuch mit zeitlich begrenzter Schwingungsfestigkeit, das heisst bei kleiner Lastspielzahl, entstehen im Spannungscyklus elasto-plastische Verformungen. Im Koordinatensystem: Spannung-Verformung werden diese als Hysteresisschleifen registriert. Dieses Phänomen ist besonders bei den Metallstoffen mit einer nichtausgeprägten Streckgrenze interessant, zu denen auch austenitische Stähle gehören.

An dem Stahl Prokron 12, ist die Zeitschwingfestigkeit bei 10⁶ Schwingspiele bestimmt worden, und auch die begleitenden Erscheinungen sind registriert worden. Die Prüfungen sind an der neuen Prüfmaschine INSTRON durchgeführt worden.

Bei der gesteuerten Prüfung mit konstanter Amplitude

der Wechselspannungen sind die Änderungen der Breite der Hysteresisschleife in der Abhängigkeit von der Schwingspielszahl, und bei verschiedenen Spannungsamplituden, gemessen worden.

Mit dem Rasterelektronenmikroskop sind die Bruchflächen, die Risenausbreitung und die Eigenheiten der Bruchfläche, bis zum Bruch, untersucht worden. Es wird festgestellt, dass die Schrittweite eine parabolische Abhängigkeit von der tatsächlichen Spannung aufweist. Dem Aussehen nach kann ein ausgeprägter Ermüdungsbruch bis zu etwa 1/2 Durchmesser in die Tiefe bestimmt werden, später verwischen sich die mikroskopischen Eigenheiten des Ermüdungsbruches, wegen der grossen Schritte der Ausbreitung, immer mehr.

SUMMARY

In low cycle fatigue test i. e. with the limited number of cycles to the destruction, elasto-plastic deformations occur in the stress cycle. In the stress-strain coordinate system they are registered as hysteresis loops. These phenomena are especially interested in the metallic materials with unpronounced yield point like austenite steel.

Fatigue strength for finite life was determined for Prokron 12 steel at 10⁶ cycles. Accompanying phenomena were registered. Tests were made on the new Instron testing machine.

In the tests with monitored constant amplitude of alternating stresses the changes in the width of the

hysteresis loop depending on the cycle number and at various stress amplitudes were measured.

Fracture surfaces were observed in scanning microscope, and propagation of cracks, and the characteristics of the fracture surface to the destruction were analyzed. It was found that step width parabolically increases with the actual stress. The pronounced fatigue fracture can be determined to about one half diameter into the depth, later microscopic characteristics of the fatigue fracture are less evident because of greater steps of the crack propagation.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При появлении усталости в области временно ограниченной динамической нагрузки, т. е. с конечным числом колебаний до наступления разрыва, получаются между циклами напряжения эластично-пластические деформации, которые можно зарегистрировать как гистерезисные петли. Эти явления в особенности примечательны при металлах с недостаточно выраженным пределом пластичности, что характерно также для аустенитных сталей.

На стали марки Prokron 12 определяли динамическую длительную прочность при Ю⁵ колебаний и вели регистрацию сопутствующих явлений. Исследования выполнялись на новом приборе для испытания материала фирмы Inston.

При опытах управления с постоянной амплитудой перемен-

ного напряжения выполнялись измерения изменения ширины гистерезисной петли в зависимости от числа колебаний при различных амплитудах напряжения.

С растровым электронным микроскопом рассмотрены поверхности излома, наблюдали за расширением трещин и за характеристиками поверхности излома все до разрыва. Определили, что ширина шага увеличивается в параболической зависимости от фактического напряжения. По внешнему виду выраженный усталостный разрыв можно определить до 1/2 диаметра в глубину, затем микроскопические характеристики усталостного разрушения, вследствие ускоренного продвижения все более и более сглаживаются.

Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Člani dr. Jože Rodič, dipl. inž., Franc Mlakar, dipl. inž., dr. Aleksander Kveder, dipl. inž., Edo Zagar, 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. 880 — Tisk: TK »Gorenjski tisk, Kranj

Tehnične novice

Prvo posvetovanje o kontinuirnem vlivanju pod naslovom: Continuous casting conference 1979

LINZ 22 — 25 Oktober 1979

J. Arh, M. Demšar

1. Uvod

V Linzu (Avstrija) je bilo v oktobru prvo posvetovanje o kontinuirnem vlivanju in napravah, ki jih izdeluje VOEST-Alpine ali licenčni odjemalci.

VOEST-Alpine se je pojavila na trgu s kontinuirnimi livnimi napravami pred desetimi leti. Od takrat so prodali 20 naprav za vlivanje slabov in 13 naprav za vlivanje blumov in gredic v vrednosti 4,5 milijona A Sch. Firmi IHI na Japonskem in Allis Chalmers v ZDA sta odkupili licenco za izdelavo naprav v svojih deželah.

VOEST-Alpine je razvila popolnoma nov koncept kontinuirnih livnih naprav. Bistveno pri tem je ravna kokila s podaljšanim ravnim delom v sekundarni hladilni coni in nato krivljenje gredice iz slaba. Da je za ta koncept mnogo zanimanja med jeklarji kaže visoka stopnja rasti prodaje naprav, ki jih je dobavila VOEST-Alpine.

Posvetovanja se je udeležilo 128 udeležencev, od tega 74 tujcev iz 17 različnih držav.

Že pred začetkom posvetovanja, katerega glavni namen je bila izmenjava izkušenj, so vsi udeleženci dobili zbrana tiskana predavanja, ki jih je bilo 22.

2. Kratka vsebina najbolj pomembnih predavanj

V svojem plenarnem predavanju je **O. M. Pübringer** (VOEST-Alpine) podal pregled in oceno bodočega razvoja tehnologije kontinuirnega vlivanja.

Glede na možnost, da se da okrog 85 % vsega jekla vlitati kontinuirno, je pričakovati v naslednjih letih velik razmah kontinuirnega vlivanja. V Linzu vlijejo 70—75 % vsega jekla kontinuirno.

V bodoče napovedujejo:

— zmanjšanje proizvodnih stroškov s prihrankom pri delovni sili, zmanjšanjem stroškov vzdrževanja, izboljšanjem ognjestalnega materiala in s prihrankom na energiji.

— Povečanje storilnosti z manjšanjem širine in kvalitete med vlivanjem in z off-line vzdrževanjem.

— Izboljšanje kvalitete s fundamentalnimi raziskavami, elektromagnetnim mešanjem in s hitrim vlivanjem.

Tema predavanja **H. Wiesingerja** (Voest-Alpine) je bila: Ekonomske prednosti kontinuirnega vlivanja. Avtor je poudaril možnost prihranka energije z direktnim zakladanjem vročih slabov ali blumov (primer Cogne Italija) v ogrevne peči in z regeneracijo toplotne vsebnosti vročih slabov.

Novost v razvoju kontinuirnih livnih naprav je podal **A. Scheinecker** (Voest-Alpine). V predavanju so precej navedeno razložene in z risbami ponazorjene številne novosti v konstrukciji velikih naprav za vlivanje slabov. Nekatere od novosti oz. posebnosti so: kokila z avtomatičnim nastavljanjem širine med vlivanjem, izboljšave na standardni kokili za hitro manjše, izboljšave na manipulatorju valjnic, na pripravah za merjenje razdalje med valjnicami, nov sistem kratke slepe gredice in druge posebnosti.

Zanimivo predavanje je imel **Tsuchida** (IHI Co. Ltd. Tokio Japan), ki je govoril o novi konceptiji konti livne naprave firme ISHIBIC za Kokko Steel. IHI, ki dela po Voestovi licenci, je dobavila Kokko Steel Works Ltd. konti napravo za vlivanje gredic 130×130 mm, ki je grajena na drugačnih principih, kakor konvencionalne večžilne naprave. Glavna prednost je prihranek na delovni sili, ki izhaja iz tega, ker so žile grajene tesno skupaj. Strojne enote so kompaktni bloki za več žil, s čimer je dosežen prihranek pri obratovanju in vzdrževanju. Vmesna ponovca je le še za 1/3 tako velika kot so konvencionalne. To zmanjšuje nevarnost zapiranja izlivkov in omogoča nižje temperature.

V celoti vzeto so nižji tako investicijski kakor tudi obratovalni stroški.

Kvalitetni program: navadna ogljikova in visoko ogljična jekla, ki jih livajo odprto, torej ne vsebujejo aluminija.

K. Kinoshita (KAWASAKI Steel Corp.) je v predavanju: Analiza termoplastičnih napetosti strjajoče skorje v bakreni kokili podal matematični model za izračun temperaturnega in napetostnega polja strjajoče skorje in tvorbo zračne rege med skorjo in kokilo pri kontinuirnem vlivanju. Podana je porazdelitev temperature in napetosti v skorji, gibanje profila skorje vzdolž kokile, gibanje temperature površine slaba, debeline skorje in zračne rege po višini kokile.

Za zmanjševanje števila vzdolžnih razpok in prodorov je potrebna optimalna koniciteta ozke stranice kokile, izbira livnega praška z optimalnimi lastnostmi in optimalni tip potopljenega izlivka.

F. G. Rammersdorfer (Voest-Alpine) obravnava v svojem delu termomehnično obnašanje strjajoče skorje kontinuirno vlitih žil z matematičnim modelom. Napravljeno je izračun napetosti in raztezkov povzročenih s kombinacijo termičnih in mehanskih obremenitev. Analiza omogoča napovedati termomehnično stanje v žili in omogoča učinkovito kontrolo procesa vlivanja oziroma naprave, da dobimo slab visoke kvalitete.

H. Müller (Sidbec — Dosco Ltd. Kanada) je povedal mnogo zanimivega o obratovanju konti livne naprave v Zelezarni Sidbec — Dosco.

Firma Sidbec je razširila proizvodne kapacitete v Zelezarni Contrecoeur v letih 1972/74 z Midrex-modulom II za direktno redukcijo peletov s kapaciteto 600.000 t/leto, s čimer je ta čas največji proizvajalec reducirnih peletov na svetu. Jeklarstvo, ki je že imela 2×110 t el. obločne peči in 6-žilno napravo za kontinuirno vlivanje gredic, so povečali še z dvema 150 t UHP el. obločnimi pečema po 90 MVA in enim enožilnim konti livom za slabe. Novi el. obločni peči sta s 6,7 mm premera kotla in 90 MVA transformatorji zaradi fleksibilnosti in bodoče ekspanzije proizvodnje predimenzionirani. Kvalitetni program obsega jekla za globoko vlečenje in druga konstrukcijska jekla. Kontinuirni livni stroj za slabe je zgradila firma Allis — Chalmers po licenci Voest za debeline 170—215 mm in širine 685 do 1525 mm in letno proizvodnjo 550.000 t.

Jekla za globoko vlečenje delajo samo iz reduciranih peletov (100%), s čimer dosežejo zelo nizke vsebnosti oligoelementov in nizko vsebnost dušika.

Glavni faktorji, ki so prispevali k uspešnemu obratovanju v prvem kritičnem letu, so:

- koncept konstrukcije livnega stroja
- intenzivni trening zaposlenih
- način proizvodnje jekla in vzdrževanje

Avtor je poudaril pomen dobrega treninga delavcev — livarjev in vzdrževalcev.

Dr. Coperchini: Kontinuirno vlivanje nerjavnih jekel v Železarni Teksid v Torinu (Fiat).

Teksid je v letu 1978 proizvedla 800.000 t specialnih in legiranih jekel, od tega 140.000 t nerjavnih, za vroče in hladno valjane produkte. V letu 1976 so klasično izdelavo nerjavnih jekel zamenjali z novo tehnologijo električna obločna peč — AOD konvertor.

Nova Teksid železarna ima 75 t AOD konvertor in 68,5 MVA UHP el. obločna peč. Od novembra 1977 pa obratuje kontinuirna naprava za slabe, 80 % nerjavnih jekel vlijejo kontinuirno.

Nerjavni program obsega:

avstenitna CrNi jekla	40 %
avstenitna CrNiMo jekla	15 %
s Ti stabilizirana avstenitna in feritna jekla	15 %
feritna jekla	30 %

Kontinuirno vlivajo tudi specialna ogljikova in nizko-legirana jekla z velikim uspehom.

Normalna debelina slabov je 150 mm z možnostjo od 130 do 210 mm. Slabi so široki od 740 do 1550 mm. Poprečni izplen kontinuirno vlitih slabov je 93,4 % računano od količine jekla v ponvi do brušenih slabov.

V primerjavi s klasičnim vlivanjem omogoča kontinuirno vlivanje izboljšanja kvalitete površine tako vročih kakor hladno valjanih produktov.

Na teden delajo 17 izmen, od ponedeljka zjutraj do sobote zvečer.

Slabe brusijo 1,5 mm globoko, poprečna izguba z brušenjem znaša 2,2 %.

Pomembno je, da je jeklo dobro narejeno, potem je tudi končni produkt dober.

Na konti livu delajo z mrzlo vmesno ponovco, in sicer z bazičnimi ploščami.

H. Bumberger je podal zanimiv opis o kapaciteti izkoriščenosti in stroških vzdrževanja za kontinuirni livni stroj za slabe Linz 3.

Konti liv za slabe št. 3 je začel obratovati novembra 1974. Naprava je grajena za velike hitrosti vlivanja do 2,2 m/min. Oskrbuje jo 130 t konvertor, ki ima prebod vsakih 40 minut. 60 % vsega odlitega jekla je jeklo za globoko vlečenje, ostalo so konstrukcijska jekla. Naprava je bila v letu 1979 v obratovanju 93,9 % koledarskega časa. Vlivanje je bilo prekinjeno le v 2,07 % primerih, kompletno pa so vtili 97,93 % vseh sarž.

V članku: Visoka storilnost pri majhnih vzdrževalnih stroških, avtorji **H. Roschke, H. Wiesinger in G. Hollis** obravnavajo razvoj kontinuirnih vlivnih naprav z visoko storilnostjo.

Ekonomično obratovanje kontinuirnih livnih naprav je v veliki meri odvisno od razpoložljivosti stroja, od konstantne geometrije naprave in od tega odvisne kvalitete, kakor tudi od velikosti izdelkov za vzdrževanje in popravila. Voest načrtuje v svoji železarni novo tovrstno napravo št. 4 po vrsti, ki predstavlja nadaljni napredek v razvoju teh naprav. Poudarek je na daljši življenjski dobi obrabnih delov kot so vodilne valjčnice, ki naj bi vzdržale 1,2 milj. ton jekla pri manjši obrabi, bakrene

plošče kokile pa 700 000 ton na široki stranici in 240 000 ton na ozki stranici.

T. Koshikowa je podal zanimiv prispevek s pregledom o proizvodnji in kvalitetni problematiki kontinuirnega vlivanja slabov na napravi št. 2 tipa Voest v železarni Chiba Works, ki je začela obratovati septembra 1974.

Odlika Voestovega tipa »C C« naprav z majhnimi valjčnicami in postopnim upogibanjem v primerjavi z ukrivljeno kokilo je v tem, da je manj razpok in manj nekovinskih vključkov v slabih.

Odlično kvaliteto slabov je pripisati tudi razvoju odgovarjajoče tehnologije s čimer odlike stroja postanejo še bolj očitne. Največ vzdolžnih razpok je pri jeklih z 0,13 do 0,16 % C in to tem več, čim večja je hitrost vlivanja. Avtor navaja tudi podatke o sekvenčnem vlivanju slabov različnih širin in raznih vrst jekel.

Dr. Ricci je izzval veliko zanimanje avditorija s predavanjem: Izkušnje pri kontinuirnem vlivanju blumov in direktnem valjanju v gredice pri Nazionale Cogne v Italiji.

Cogne proizvaja 400 000 t kvalitetnih jekel letno s 50 t konvertorjem, 50 t AOD konvertorjem, 10 t in 80 t električnimi obločnimi pečmi.

Kapaciteta 3 žilnega kontinuirnega stroja je 150 000 t letno. Kvalitetni program je zelo pester od nerjavnih jekel do nizko-legiranih jekel za cementacijo in poboljšanje.

Zanimivo je, da imajo jekla za cementacijo in poboljšanje, ki jih vlivajo kontinuirno pod 0,005 % Al.

Na tej napravi so že preizkusili elektromagnetni mešalec in jih bodo glede na dobre izkušnje in kvalitetne prednosti montirali na vseh žilah. Blumi so preseka od 180 × 240 mm do 240 × 240 mm, optimalna hitrost vlivanja pa je 1,4 m/min za manjši in 0,85 m/min za večji presek. Voestov sistem z ravno kokilo, upogibno cono, induktivnim mešalcem in štirimi neodvisnimi conami sekundarnega hlajenja je tisti, ki daje produkt visoke kvalitete

Curek jekla od ponovce do vmesne ponovce zaščiti s potopljenim izlivkom ali pa s tekočim dušikom.

Kvaliteta površine gredic, ki jih dobijo z direktnim valjanjem neočiščenih vročih blumov je znatno boljša kakor pri gredicah, ki so valjane iz blokov zaradi česar je izkoristek pri brušenju kontinuirno vlitih gredic pri avstenitnem nerjavnem jeklu za 5 % boljši.

H. Schubert je poročal o poizkusih uporabe induktivnega mešalca na »C C« napravi za blume v Železarni Cogne in na napravi v Kapfenbergu.

Preiskave so vršili na raznih vrstah jekel z različno intenziteto mešanja. Preizkusili so tako vertikalni način mešanja (Cogne) in koncentrični način mešanja (Kapfenberg).

Tako vertikalno kot tudi koncentrično mešanje vpliva predvsem na tvorjenje kristalne strukture. Ti vplivi pa so:

1. prekinitev rasti dendritov v področju mešalca
2. znatno povečanje globulitične cone skorje
3. finejše zrno v globulitični coni skorje
4. zmanjšanje občutljivosti za notranje razpoke

Koncentrično mešanje dalje zmanjša izceje in centralno poroznost, nasprotno vertikalno mešanje nima vpliva na centralno poroznost.

Ostala predavanja, ki jih je bilo v celoti 22, so obravnavala zelo specialna področja, iz konstrukcije posameznih delov naprav, probleme hlajenja, matematične modele hlajenja v kokili, avtomatizacijo naprav in podobno. Predavanja so zbrana v strokovni knjižnici Železarne Jesenice.

Ta način predstavitve Voestovih kontinuirnih livnih naprav je bil za udeležence zelo koristen. Strokovnjaki in uporabniki teh naprav so podali res kompletno problematiko kontinuirnega vlivanja na Voestovem tipu naprav, tako da smo odšli iz tega posvetovanja z mnogo bolj jasnimi predstavami in z obilico izmenjenih izkušenj ob osebnih stikih, med udeleženci.

VSEBINA

<p>UDK: 669.14.018.8:669.184:681.34 ASM/SLA: SS, D11; P12,</p> <p>Metalurgija — nerjavna jekla — termodinamika žilavenja</p> <p>N. Smajčič</p> <p>Termodinamika v proizvodnji nerjavnih jekel Železarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 11—20</p> <p>Opisane so termodinamične zakonitosti, ki uravnavajo proces žilavenja pri proizvodnji nerjavnih jekel. Z uporabo mikroročunalnika HP-97 so izračunane topnosti kisika in ravnotežna razmerja med kromom in ogljikom v odvisnosti od temperature in sestave taline ter parcialnega tlaka CO. Podani so osnovni kriteriji za sestavo vložka in optimalno vodenje procesa žilavenja. Definiran je pojem kritične koncentracije ogljika in ukazana možnost uporabe FeSi za znižanje odgora kroma med žilavenjem.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izveleček</p>	<p>UDK: 669.162.267.6/2 ASM/SLA: D11n, D1g, C1-a</p> <p>Metalurgija — železarstvo — grodeji</p> <p>G. Todorović, J. Lamut</p> <p>Razžveplanje grodja s plavžno žilindro obogateno z MgO Železarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 21—27</p> <p>Opisano je razžveplanje grodja s plavžnimi žilindri, ki so obogatene z MgO do 10%. Laboratorijski poskusi so narejeni v Tammannovi peči. Preiskave so pokazale, da dodatek MgO žilindrom poveča koeficient razdelitve žvepla med žilindro in grodjem. Za žilindre, ki so uporabljene za razžveplanje grodja, so izmerjene viskoznosti z modificiranim rotacijskim viskozimetrom. Mineralno sestavo smo določili z difraktometrom in mikroskopom. V strjenih plavžnih žilindrih je merwinit, melilit, dikalcijev silikat, steklasta faza, ni pa periklasa.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izveleček</p>
<p>UDK: 669.111.3:620.181:669.14.018.25/252.3 ASM/SLA: N8r, TS, 2—64</p> <p>Metalurgija — preiskava materiala — orodna jekla</p> <p>T. Lavrič, F. Grešovnik, F. Vodopivec, V. Osterc</p> <p>Vpliv toplotne obdelave na raztapljanje in izločanje karbidov v ledeburitnih orodnih jeklih Železarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 29—38</p> <p>Opisujemo rezultate raziskav določanja količine, kemijske in strukturne sestave karbidne faze v devetih vrstah jekel ledeburitnega tipa z 0,9 do 2% ogljika in okoli 12% kroma. Za primerjavo navajamo tudi izsledke za brzorezno jeklo BRM 2. Za vsako vrsto jekla smo opazovali vzorce v mehko žarjenem stanju in vzorce, kaljene s temperature 900, 980, 1040, 1120 in 1200°C ter kaljene in popuščene pri temperaturah 200 in 550°C. Raziskave smo vršili na karbidnih izolatih, ki smo jih izolirali iz jekel elektrokemijsko, le posamezne primerjalne analize smo izvedli na kompaktnih vzorcih z elektronskim mikroanalizatorjem.</p> <p>Raziskava obravnava sestavo karbidne mase in osnovne mase jekla ter spremlja njuno spreminjanje v sestavi in strukturi, kakor tudi količino in vrsto karbidnih izločkov v odvisnosti od vrste jekla in od temperature kaljenja ter popuščenja.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izveleček</p>	<p>UDK: 669.14.018.2:621.77.014.2 ASM/SLA: Ay-n; F23, 1—66</p> <p>Metalurgija — mikrolegirano jeklo — vroča deformacija — izotermna transformacija</p> <p>M. Kmetič, F. Vodopivec, M. Gabrovšek</p> <p>Kinetika nastajanja ferita v mikrolegiranem jeklu Železarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 39—47</p> <p>Opisana je kinetika izotermne transformacije mikrolegiranega jekla Niobal 43 v temperaturnem intervalu od 750 do 550°C. Rezultati kažejo, da poteka transformacija austenita v ferit hitreje v jeklu, ki ima niobij vezan v karbonitridnih izločkih, kot če je niobij v trdni raztopini. Hitrost transformacije je pri isti obliki prisotnosti niobija hitrejša v deformiranem austenitu kot v rekristaliziranem. V tem temperaturnem intervalu prihaja do razpada trdne raztopine le z diskontinuirno precipitacijo na transformacijski površini austenit-ferit.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izveleček</p>
<p>UDK: 669.14.018.2:539.3/4:669.781 ASM/SLA: AY-n, Q27a, Q23b, EG-j40</p> <p>Metalurgija — Mikrolegirana jekla — Mehanske lastnosti</p> <p>A. Kveder, F. Vodopivec</p> <p>Bor v mikrolegiranem konstrukcijskem jeklu Železarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 49—56</p> <p>V raziskavi je bilo ugotovljeno, kako vpliva bor na lastnosti visokotrdnega jekla Niobal 43, mikrolegiranega z niobijem. Bor v jeklih, ki so v valjanem stanju, močno poveča mejo plastičnosti in natezno trdnost, posebno pri malih količinah ogljika v jeklu. Raztezek in kontrakcija se pri borovih jeklih nekoliko znižata, zelo pa se poslabša žilavost. V normaliziranem stanju se meja plastičnosti in natezna trdnost močno znižata, celo mnogo pod vrednosti, ki jih imajo istovrstna jekla brez bora. Po žarjenju na 650°C pa je meja plastičnosti še večja kot v valjanem stanju in žilavost se občutno izboljša.</p> <p>Po mejah avstenitnih kristalnih zrn je opaziti izločke, za katere je bilo ugotovljeno, da so borove spojine.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izveleček</p>	<p>UDK: 669.187.25:621.365.22 ASM/SLA: D5b, D5d, D11m, W18s,</p> <p>Metalurgija — tehnologija izdelave jekla</p> <p>V. Prešern</p> <p>Sintetično talilo za jeklarsko tehnologijo Železarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 57—64</p> <p>Opisujemo poskuse uporabe sintetičnih talil, katerih sestavo smo predhodno določili z laboratorijskimi poskusi.</p> <p>Najprej prikazujemo rezultate uporabe sintetičnih talil v električnih obročnih pečeh v fazi odfosforenja in oksidacije. Uspešnost uporabe posameznih talil smo ugotavljali s pomočjo kemične analize žilindre in jekla ter mineraloške analize žilindre. Najprimernejše rezultate smo dobili s talilom T-13 in v nadaljevanju opisujemo in analiziramo uporabo tega talila še v fazi rafinacije.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izveleček</p>

INHALT

UDK: 669.162.267.6/2
ASM/SLA: D11n, D1g, CI-a

Metallurgie — Roheisengewinnung — Roheisen

G. Todorovič, J. Lamut
Entschwefelung von Roheisen mit der an MgO reichen Hochofenschlacke
Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 21—27

Die Entschwefelung von Roheisen mit der bis zu 10 % MgO angereicherten Hochofenschlacke wird beschrieben. Die laboratorischen Untersuchungen wurden in einem Tamman Ofen durchgeführt. Die Untersuchungen zeigten, dass ein Zusatz von MgO zu den Schlacken den Schwefelverteilungskoeffizienten zwischen Schlacke und Roheisen vergrössert. Die Viskosität der Schlacken wurde mit einem modifizierten Rotationsviskosimeter durchgeführt. Die mineralogische Zusammensetzung wurde mit einem Difraktometer und dem Mikroskop bestimmt. In den festen Hochofenschlacken konnten Merwinit, Melilith, Dikalziumsilikat und die Glasphase, jedoch kein Periklas, bestimmt werden.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.8:669.184:681.34
ASM/SLA: SS, D11:P12

Metallurgie — nichtrostende Stähle — Thermodynamik der Frischperiode

N. Smajić
Thermodynamik in der Erzeugung von nichtrostenden Stählen
Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 11—20

Die Thermodynamischen Gesetzmässigkeiten, die den Frischverlauf bei der Erzeugung von nichtrostenden Stählen regeln, werden beschrieben. Mit dem Mikrorechner HP 97 sind die Sauerstofflöslichkeit und die Gleichgewichtsverhältnisse zwischen Chrom und Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Temperatur, der Badzusammensetzung, und vom CO Partialdruck errechnet worden. Die Grundbedingungen für die Einsatzzusammensetzung und die optimale Frischverlaufführung werden gegeben. Der Begriff des kritischen Kohlenstoffgehaltes ist bestimmt worden, und die Möglichkeit für die Anwendung von FeSi für die Verminderung von Chromabbau während der Frischperiode wird angezeigt.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.2:661.77.014.2
ASM/SLA: AY-n, F23, 1—66

Metallurgie — Mikrolegierter Stahl — Warmverformung — isothermische Umwandlung

M. Kmetič, F. Vodopivec, M. Gabrovšek
Kinetik der Ferritbildung im mikrolegierten Stahl
Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 39—47

Die Kinetik der isothermischen Umwandlung des mikrolegierten Stahles Niobal 43 im Temperaturbereich von 750 bis 550° C wird beschrieben. Die Ergebnisse zeigen, dass die Umwandlung von Austenit in Ferrit im Stahl schneller verläuft, wenn Niobium in Karbonitridausscheidungen gebunden ist, als wenn er in harter Lösung ist.

Die Umwandlungsgeschwindigkeit ist bei der gleichen Niobiumform im Stahl grösser im verformten als im rekristallisierten Austenit. In diesem Temperaturintervall kommt zum Zerfall der harten Lösung nur durch eine diskontinuierliche Präzipitation auf der Umwandlungsfläche Austenit-Ferrit.

Auszug des Autors

UDK: 669.111.3:620.181:669.14.018.25/252.3
ASM/SLA: N8r, TS, 2—64

Metallurgie — Werkzeugstähle — Werkstoffuntersuchungen

T. Lavrič, F. Grešovnik, F. Vodopivec, V. Osterc
Einfluss der Wärmebehandlung auf die Löslichkeit und die Ausscheidung der Karbide in ledeburitischen Werkzeugstählen
Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 29—38

Es werden die Ergebnisse über die Untersuchungen der Bestimmung der Menge, der chemischen und Gefügestruktur der Karbidphase in neun ledeburitischen Stählen mit 0.9 bis 2 % C und rund 12 % Chrom, beschrieben. Zum Vergleich werden auch die Forschungsergebnisse für einen Schnelldrehstahl BRMZ angegeben. Bei jeder Stahlsorte sind Proben im weichgeglühten Zustand und im von der Temperatur 900, 980, 1040, 1120 und 1200° C abgeschreckten und bei den Temperaturen 200 und 500° C angelassenem Zustand untersucht worden.

In dieser Forschungsarbeit werden die chemische Zusammensetzung der Karbidmasse und der Stahlgrundmasse, die Umwandlung dieser in der Zusammensetzung und in der Struktur wie auch die Art und Menge der Karbidausscheidungen in Abhängigkeit von der Stahlsorte und von der Abschreck- und der Anlasstemperatur behandelt.

Auszug des Autors

UDK: 669.187.25:621.365.22
ASM/SLA: D5b, D5d, D11m, W18s

Metallurgie — Technologie der Stahlerzeugung

V. Prešern
Synthetisches Flussmittel für die Stahlerzeugung
Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 57—64

Versuche über die Anwendung der synthetischen Flussmittel welche im laboratorischen Ausmass entwickelt wurden, werden beschrieben. Zunächst werden die Ergebnisse der Anwendung von synthetischen Flussmitteln in Lichtbogenöfen in der Entphosphorung und Oxydationsperiode gezeigt. Die Anwendbarkeit, der einzelnen Flussmittel, wurde durch die chemische Analyse von Schlacke und Stahl, und die mineralogische Schlackenanalyse festgestellt. Die besten Ergebnisse sind mit dem Flussmittel T-13 erhalten worden. In der Fortsetzung wird die Anwendung dieses Flussmittels noch in der Raffinationsperiode beschrieben.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.2:539.3/4:669.781
ASM/SLA: Ay-n, Q27a, Q23b, EG-J40

Metallurgie — mikrolegierte Stähle — mechanische Eigenschaften

A. Kveder, F. Vodopivec
Bor im mikrolegierten Konstruktionsstahl
Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 49—56

Die Untersuchungen haben gezeigt, wie Bor die Eigenschaften des hochfesten, mit Niobium mikrolegierten Stahles beeinflusst. Bor vergössert im warmgewalzten Zustand stark die Festigkeit und die Streckgrenze, besonders bei kleinen Kohlenstoffgehalten im Stahl. Die Dehnung und Einschnürung werden bei Borstählen etwas kleiner, viel schlechter wird die Zähigkeit. Im normalisierten Zustand wird die Streckgrenze und die Festigkeit stark vermindert, sogar tief unter die Werte, die eigenartig für die gleichartigen nicht borlegierten Stähle sind. Nach der Glühung bei 650° C wird die Streckgrenze grösser als im warmgewalzten Zustand. Auch die Zähigkeit wird erheblich verbessert.

An den Austenitkorn Grenzen können Ausscheidungen beobachtet werden, welche als Borverbindungen identifiziert worden sind.

Auszug des Autors

VSEBINA

<p>UDK: 669.187.6:669.014 ASM/SLA: D8p, D11n,</p> <p>Željarstvo — pretaljevanje pod žlindro — termodinamika</p> <p>B. Koroušič</p> <p>Prispevek k termodinamiki reakcij, ki nastopajo pri EPZ-procesu</p> <p>Želzarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 65—72</p> <p>Električno pretaljevanje jekel pod žlindro narekuje natančno kontrolo procesov, ki potekajo med žlindro in kovino. V članku je opisana uporaba termodinamičnega modela pri študiju reakcij, ki kontrolirajo »odgore« elementov z visoko afiniteto do kisika.</p> <p>Model je apliciran na študij obnašanja kisika, aluminija in titana pri pretaljevanju vrste konstrukcijskih jekel pod žlindrami tipa $CaF_2 - Al_2O_3 - CaO$ z različnimi dodatki SiO_2 in TiO_2.</p> <p>Avtorski izvleček</p>	<p>UDK: 621.77.014.2:669.14.018.2:539.3 ASM/SLA: F23, I-66, AY-n, Q23b, a-69</p> <p>Vroče valjanje — plastičnost vključkov</p> <p>F. Vodopivec in M. Gabrovšek</p> <p>Raziskave relativne plastičnosti sulfidnih vključkov manganovega sulfida pri vročem valjanju nekaterih konstrukcijskih jekel</p> <p>Želzarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 73—80</p> <p>Pri vročem valjanju jekla se različno podaljšajo vključki manganovega sulfida in obdajajoča jih jeklena matica zaradi razlike v plastičnosti med obema. Za nekatera jekla je določen indeks relativne plastičnosti vključkov manganovega sulfida pri valjanju slabov v temperaturnem intervalu med 1200 in 790° C. Ugotovljeno je, da najmočneje poveča relativno plastičnost nepopolna rekristalizacija austenita med zaporednimi redukcijami debeline.</p> <p>Avtorski izvleček</p>
<p>UDK: 621.742.42 ASM/SLA: E18r, E18s, NM-45</p> <p>Metalurgija — livarstvo — priprava peska</p> <p>V. Uršič</p> <p>Vpliv peska jeder na lastnosti enotnega bentonitnega peska</p> <p>Želzarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 81—85</p> <p>V krogotok enotnega bentonitnega peska, ki ga po vsakem ulivanju regeneriramo, prihaja pogostokrat tudi povratni, neregenerirani pesek jeder. Ta vpliva na karakteristike bentonitne mešanice. V raziskavi smo ugotavljali spreminjanje lastnosti bentonitnega peska zaradi dodajanja različnih količin CO_2, furanskega in Hot-box peska pri treh različnih količinah vlage.</p> <p>Ugotovili smo, da v splošnem peski jeder slabšajo lastnosti bentonitnega peska.</p> <p>Avtorski izvleček</p>	<p>UDK: 669.14.018.2:669-153.65 ASM/SLA: AY-n, J23, Nb, EG-d35</p> <p>Metalurgija — konstrukcijska jekla — karbonitridi — metodika določanja</p> <p>A. Osojnik, T. Lavrič, F. Vodopivec</p> <p>Študij metodike določevanja karbonitridov v mikrolegiranih jeklih</p> <p>Želzarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 87—91</p> <p>Delo obravnava študij metod kemijske in elektrokemijske izolacije za določevanje karbonitridov niobija in vanadija v mikrolegiranih konstrukcijskih jeklih različnih toplotnih obdelav.</p> <p>Podana je primerjava, prednosti, slabe strani in ocena posameznih metod izolacije ter analizirani vzroki medsebojnih odstopanj. Prikazani so rezultati vezanega niobija in vanadija v temperaturnem območju izločilnega žarenja jekel od 500° do 1200° C.</p> <p>Avtorski izvleček</p>
<p>UDK: 669.094.1:669.054.8 ASM/SLA: D8j, B14.</p> <p>Metalurgija — železarstvo — direktna redukcija</p> <p>J. Wohinz, J. Lamut</p> <p>Možnosti izkoriščanja odpadnih surovin za potrebe metalurgije</p> <p>Želzarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 93—98</p> <p>Z mokro magnetno separacijo ne moremo obogatiti rdečega blata, ki vsebuje 32 % Fe_2O_3. S predredukcijo v laboratorijski rotacijski peči dobimo vsled kovinskega železa in magnetnih oksidov 76 % koncentrata, ki vsebuje 28 % Fe. Peletji izdelani iz tega koncentrata in piritnih ogorkov imajo trdnost do 4 kp/pelet sušeni pa celo do 50 kp/pelet. Po redukciji na 1200° C s koksom se železo zbere v večje skupke pri stopnji metalizacije 93 %. Pri pretaljevanju teh peletov dobimo železo in žlindro v kateri je ob wüstitu še mullit in steklasto strjeni ostanek.</p> <p>Avtorski izvleček</p>	<p>UDK: 669.018:620.181 ASM/SLA: M27d, N</p> <p>Metalurgija — večfazne zlitine — plastična deformacija — porušitev</p> <p>L. Kosec</p> <p>Deformacija in porušitev dvo ali večfaznih zlitin</p> <p>Želzarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 99—105</p> <p>Zlitine s plastično matico ter togimi in krhkimi fazami se vedejo med plastično deformacijo in porušitvijo podobno kot kompoziti. Pri določeni stopnji plastične deformacije se porušijo tista zrna toge in krhke faze, ki imajo najbolj neugodno geometrijo, matica prevzame njihovo obremenitev in zapolni nastale pore. Pojav vodi k takji geometriji mikrostrukture, ki je stabilnejša pri večjih deformacijah.</p> <p>Avtorski izvleček</p>
<p>UDK: 669.14.018.8:539.43 ASM/SLA: SS:Q7j</p> <p>Metalurgija — avstenitno jeklo — dinamični mehanski preizkusi</p> <p>J. Zvokelj</p> <p>Utrujanje s končnim številom nihajnih obremenitev do loma</p> <p>Želzarski zbornik 14 (1980) 1/2 s 107—114</p> <p>Na Metalurškem inštitutu smo z nabavo novega preizkuševalnega stroja INSTRON dobili možnost preizkušanja materialov pri dinamičnih obremenitvah. Krmilni in registracijski sistemi tega stroja nam z veliko natančnostjo omogočajo tudi izvajanje preizkusov utrujanja s končnim številom nihajev do loma. Nekaj začetnih ugotovitev in rezultatov, ki smo jih dobili pri tovrstnem preizkušanju avstenitnega jekla vrste Prokron 11, je obravnavano v članku.</p> <p>Avtorski izvleček</p>	

INHALT

<p>UDK: 621.77.014.2:669.14.018.2:539.3 ASM/SLA: F23, 1—66, AYn, Q23b, 9—69</p> <p>Metallurgie — Warmwalzen — Verformungsvermögen der Einschlüsse</p> <p>F. Vodopivec, M. Gabrovšek</p> <p>Untersuchungen des relativen Verformungsvermögens von Mangansulfideinschlüssen beim Warmwalzen einliger Konstruktionsstähle</p> <p>Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 73—80</p> <p>Beim Warmwalzen von Stahl ist die Verlängerung der Mangansulfideinschlüsse und der diese umgebenden Stahlgrundmasse, wegen des Unterschiedes im Verformungsvermögen, unter den beiden verschieden. Bei einigen Stahlsorten ist der Index des relativen Verformungsvermögens der Mangansulfideinschlüsse beim Warmwalzen von Brammen im Temperaturintervall zwischen 1200 und 790° C bestimmt worden. Es ist festgestellt worden, dass das relative Verformungsvermögen am stärksten durch die unvollkommene Rekristallisation von Austenit zwischen den aufeinanderfolgenden Dickenabnahmen vergrößert wird.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>	<p>UDK: 669.187.6:669.014 ASM/SLA: D8p, D11n</p> <p>Metallurgie — Stahlerzeugung — Schlackeumschmelzen — Thermodynamik</p> <p>B. Koroušič</p> <p>Beitrag zu den thermodynamischen Reaktionen welche beim ESU Verfahren auftreten</p> <p>Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 65—72</p> <p>Das ESU Verfahren verlangt eine exakte Kontrolle der Vorgänge welche zwischen Schlacke und Metall verlaufen. Im Artikel wird die Anwendung des thermodynamischen Modelles beim Studium der metallurgischen Vorgänge, welche den Abbrand der Elemente mit hoher Sauerstoffaffinität kontrollieren.</p> <p>Das Modell stellt eine Anwendung des Studiums über das Betragen von Sauerstoff, Aluminium und Titan beim Umschmelzen einer Reihe von Konstruktionsstählen unter $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ Schlacken mit verschiedenen Zusätzen von SiO_2 und TiO_2 dar.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>
<p>UDK: 669.14.018.2:669-153.65 ASM/SLA: AY-n, J23, Nb, EG-D35</p> <p>Metallurgie — Konstruktionsstähle — Karbonitride — Bestimmungsmethodik</p> <p>A. Osojnik, T. Lavrič, F. Vodopivec</p> <p>Studie der Bestimmungsverfahren von Karbonitriden in mikrolegierten Stählen</p> <p>Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 87—91</p> <p>Im Artikel wird eine systematische Studie der chemischen und elektrochemischen Isolierungsverfahren, für die Bestimmung der Karbonitride von Niobium und Vanadium, in mikrolegierten und verschiedenartig wärmebehandelten Konstruktionsstählen behandelt.</p> <p>Ein Vergleich der Vor und Nachteile und eine Bewertung der einzelnen Isolierungsverfahren werden angegeben und die Ursachen für die Abweichungen werden analysiert. Die Ergebnisse über den Anteil des gebundenen Niobium und Vanadiumgehaltes im Temperaturbereich der Ausscheidungsglühung von 500 bis 1200° C werden angegeben.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>	<p>UDK: 621.742.42 ASM/SLA: E18r, E18s, NM-445</p> <p>Metallurgie — Giesserei — Sandvorbereitung</p> <p>V. Uršič</p> <p>Einfluss von Kernsand auf die Eigenschaften des einheitlichen Bentonitformsandes</p> <p>Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 81—85</p> <p>In den Kreislauf des einheitlichen Bentonitformsandes, welcher nach jedem Gießen regeneriert wird, kommt oftmals auch gebrauchter nichtregenerierter Kernsand. Dieser beeinflusst die Eigenschaften der Bentonitmischung. In dieser Forschungsarbeit sind die Änderungen der Eigenschaften von Bentonitformsand, wegen der Zugabe verschiedener Mengen von CO_2, dem furanischen und Hot-box Sandes, bei drei verschiedenen Feuchtigkeitsgraden untersucht worden.</p> <p>Es wurde festgestellt, dass im allgemeinen Kernsand die Eigenschaften von Bentonitformsand verschlechtert.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>
<p>UDK: 669.018:620.181 ASM/SLA: M27d, N</p> <p>Metallurgie — Mehrphasenlegierungen — plastische Verformung — Bruchaussehen</p> <p>L. Kosec</p> <p>Verformung und Zerstörung in einigen Zwei oder Mehrphasenlegierungen</p> <p>Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 99—105</p> <p>Legierungen, welche aus plastischer Grundmasse und festen, spröden Phasen zusammengesetzt sind, betragen sich während der plastischen Verformung und bei der Zerstörung ähnlich wie Verbundmetalle. Beim bestimmten Verformungsgrad der Legierung brechen zunächst diese Körner der festen und spröden Phase zusammen, welche die ungünstigste Geometrie haben. Die Grundmasse übernimmt deren Belastung, und füllt die entstehenden Risse nach. Diese Erscheinung führt zu einer solchen Gefügegeometrie, welche bei grösserer Verformung stabiler ist.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>	<p>UDK: 669.094.1:669.054.8 ASM/SLA: D8j, B14</p> <p>Metallurgie — Roheisengewinnung — direkte Reduktion</p> <p>J. Wohinz, I. Lamut</p> <p>Möglichkeit der Ausbeutung der Abfallrohstoffe für den Bedarf der Hüttenindustrie</p> <p>Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 93—98</p> <p>Durch die nasse Magnetscheidung kann Rotschlamm, welcher etwa 32 % Fe_2O_3 enthält, nicht angereichert werden. Durch eine Vorreduktion im laboratorischen Rotationsfen können wegen des metallischen Eisengehaltes und der magnetischen Oxyde 76 % des Konzentrates mit einem Gehalt von 28 % Fe gewonnen werden. Pellets erzeugt aus diesem Konzentrat, und der Pyritasche haben eine Festigkeit bis 4 kp/Pellet getrocknete sogar bis 50 kp/Pellet. Nach der Reduktion der Pellets bei 1200° C mit Koks wird ein Metallisierungsgrad von 93 % erreicht.</p> <p>Beim Schmelzen solcher Pellets bekommt man Eisen und Schlacke in welcher neben dem Wüstit noch Mullit und der Glaserstarre Restbestand sind.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>
<p>UDK: 669.14.018.8:539.43 ASM/SLA: SS, Q7j</p> <p>Metallurgie — austenitischer Stahl — Schwingungsfestigkeitsprüfungen</p> <p>I. Zvokeļ</p> <p>Ermüdung bei kleiner Lastspielzahl</p> <p>Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 107—114</p> <p>Mit der Anschaffung der neuen Schwingungsprüfmaschine INSTRON am Hütteninstitut in Ljubljana waren Möglichkeiten für die Prüfung metallischer Stoffe bei den Schwingungsbeanspruchungen gegeben.</p> <p>Die Regel und Registriersysteme dieser Prüfmaschine machen die Ermüdungsversuche mit der Endzahl der Wechselbeanspruchungen bis zum Bruch, mit grosser Genauigkeit möglich. Die Ergebnisse solcher Untersuchungen an dem austenitischen Stahl Prokon 11 werden in diesem Artikel behandelt.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>	<p>UDK: 669.14.018.8:539.43 ASM/SLA: SS, Q7j</p> <p>Metallurgie — austenitischer Stahl — Schwingungsfestigkeitsprüfungen</p> <p>I. Zvokeļ</p> <p>Ermüdung bei kleiner Lastspielzahl</p> <p>Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 S 107—114</p> <p>Mit der Anschaffung der neuen Schwingungsprüfmaschine INSTRON am Hütteninstitut in Ljubljana waren Möglichkeiten für die Prüfung metallischer Stoffe bei den Schwingungsbeanspruchungen gegeben.</p> <p>Die Regel und Registriersysteme dieser Prüfmaschine machen die Ermüdungsversuche mit der Endzahl der Wechselbeanspruchungen bis zum Bruch, mit grosser Genauigkeit möglich. Die Ergebnisse solcher Untersuchungen an dem austenitischen Stahl Prokon 11 werden in diesem Artikel behandelt.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>

CONTENTS

UDK: 669.14.018.8:669.184:681.34
ASM/SLA: SS, D11:P12

Metallurgy — Stainless Steel — Thermodynamics of Refining

N. Smajić

Thermodynamics in Manufacturing Stainless Steel

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 11—20

Thermodynamic rules controlling the refining process in stainless steel manufacturing are described. HP-97 microcomputer was used in calculations of the oxygen solubility and the equilibrium between chromium and carbon depending on the temperature, melt composition, and the CO partial pressure. Basic criteria for composing feed and optimal monitoring the refining process are proposed. The term of critical carbon concentration is defined and the possibility for FeSi utilization in reducing the chromium loss during refining is shown.

Author's Abstract

UDK: 669.162.267.6/2
ASM/SLA: D11n, D1g, C1-a

Metallurgy — Ironmaking — Pig Iron

G. Todorović, J. Lamut

Desulphurisation of pig iron with blast furnace slag enriched with MgO

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 21—27

Desulphurisation of pig iron with blast furnace slags enriched with MgO up to 10% is described. Laboratory experiments were made in the Tammann furnace. Investigations showed that addition of MgO increases distribution coefficient of sulphur between the slag and the pig iron. Viscosity of slags utilized for the desulphurisation of pig iron were measured by a modified rotary viscosimeter. Mineral composition was determined by the diffractometer and microscope. Merwinite, melilite, dicalcium silicate, and glassy phase were found in solidified slags but no periclase.

Author's Abstract

UDK: 669.111.3:620.181:669.14.018.25/252.3
ASM/SLA: N8r, Ts, z-64

Metallurgy — Tool Steel — Material Testing

T. Lavrič, F. Grešovnik, F. Vodopivec, V. Osterc

Influence of heat treatment on the solution and precipitation of carbides in ledeburitic tool steel

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 29—38

The investigation results on determining the amount, and the chemical and structural composition of carbide phase in nine ledeburitic steel with 0.9 to 2% carbon and about 12% chromium are presented. For comparison, the investigation results on the BRM 2 high speed steel are cited. Samples of each steel were investigated as soft annealed, and as quenched from 900, 980, 1040, 1120, and 1200 °C and tempered at 200 and 550 °C. Investigations were made with carbide isolates being isolated from steel electrochemically, only few comparing analyses were made with complete samples by the electron microanalyzer.

The investigation deals with the composition of the carbide mass and of the matrix, and with the variations of composition and structure of both, as well as with the amount and type of carbide precipitates depending on the steel composition and the quenching and tempering temperature.

Author's Abstract

UDK: 669.14.018.2:621.77.014.2
ASM/SLA: AY-n, F23, 1-66

Metallurgy — Microalloyed Steel — Hot Deformation — Isothermal Transformation

M. Kmetič, F. Vodopivec, M. Gabrovšek

Kinetics of ferrite formation in microalloyed steel

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 39—47

Kinetics of isothermal transformation of microalloyed Niobal 43 steel in the temperature interval 750 to 550 °C is described. The results show that transformation of austenite into ferrite is faster in steel where niobium is bound into carbonitride precipitates than if it is in the solid solution. At the same form of present niobium the transformation rate is higher in the deformed austenite than in the recrystallized one. In this temperature range the solid solution decomposes only by discontinuous precipitation on the austenite/ferrite transformation interface.

Author's Abstract

UDK: 669.14.018.2:539.3/4:669.781
ASM/SLA: Ay-n, Q27a, Q23b, EG-j40

Metallurgy — Microalloyed Steel — Mechanical Properties

A. Kveder, F. Vodopivec

Boron in Microalloyed Structural Steel

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 49—56

The investigation determined the influence of boron on the properties of high-strength Niobal 43 steel microalloyed with niobium. Boron in the as rolled steel highly increases yield point and tensile strength especially if carbon content in steel is low. Elongation and contraction in boron steel are slightly reduced but toughness becomes very low. If steel is normalized the yield point and tensile strength are highly reduced even below the value of steel without boron. After annealing at 650 °C the yield point is increased over the value of the rolled steel and toughness is simultaneously better than that of the rolled steel.

On the boundaries of austenitic grains precipitates are evident. It was found that they are boron compounds.

Author's Abstract

UDK: 669.187.25:621.365.22
ASM/SLA: D5b, D5d, D11m, W18s

Metallurgy — Steelmaking

V. Prešeren

Synthetic Flux for Steelmaking

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 57—64

The tests for utilization of synthetic fluxes which composition was previously determined by laboratory tests are described. At first, the results in applying synthetic fluxes in electric arc furnaces for dephosphorisation and oxidation are presented. Efficiency of single fluxes was determined by chemical analyses of slag and steel, and by the mineralogical analysis of slag. The optimal results were obtained with the T-13 flux, and in the second part of the paper the utilization of this flux in another stage of refining is described and analyzed.

Author's Abstract

СОДЕРЖАНИЕ

УДК: 669.162.267.6/2
ACM/CAA: D11, D1g, Cl-a

Металловедение — металлургия железа — чугун

G. Todorović, J. Lamut

Удаление серы из чугуна с шлаком доменной печи обогащенным с MgO.

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 C 21—27

В статье рассмотрено обессеривание чугуна с доменным шлаком, обогащенным до 10-ти % с MgO. Лабораторные опыты, выполненные в печи по Тамману показали, что добавка MgO к шлаку увеличивает коэффициент распределения серы между шлаком и чугуном.

На шлаках, которые употреблены для обессеривания чугуна определены вязкость при помощи модифицированного ротационного вискозиметра. Минералогический состав определен с дифрактометром и микроскопом, при чем обнаружено, что доменные шлаки содержат мервинит, меланит, бисиликат кальция и стекловидную фазу, перекал не обнаружен.

Автореф.

УДК: 669.14.018.8:669.184:681.34
ACM/CAA: SS, D11:P12

Металлургия — нержавеющие стали —
— термодинамика фришевания.

N. Smajić

Термодинамика в производстве нержавеющих сталей.

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 C 11—20

Предвидено описание термодинамических закономерностей, которые выполняют регуляцию процесса фришевания при производстве нержавеющих сталей. С применением микросчетчика ХП-97 вычислена растворимость кислорода и равновесные соотношения между хромом и углеродом в зависимости от состава расплава и парциального давления CO.

Рассмотрены основные критерии для состава шихты и для оптимального режима процесса фришевания. Изложена дефиниция на понятие критической концентрации углерода и указана возможность употребления FeSi с целью уменьшения угара хрома во время фришевания.

Автореф.

УДК: 669.14.018.2:621.77.014.2
ACM/CAA: Ay-n, F23,1—66

Металлургия — микросплавная сталь — горячая деформация —
— изотермическая трансформация

M. Kmetič, F. Vodopivec, M. Gabrovšek

Кинетика образования феррита в микросплавной стали

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 C 39—47

Дано описание кинетики изотермической трансформации микросплавной стали Ниобал 43 в температурном интервале между 750—550° C. Полученные результаты показывают, что трансформация аустенита в феррит происходит быстрее в стали, в которой ниобий находится в единичии с выделениями карбонитридов при сравнении, если ниобий в твердом растворе. При одинаковой формы ниобия быстрота трансформации протекает быстрее в деформированном аустените чем в рекристаллизованном. В этом температурном интервале разложение твердого раствора происходит только с прерывной преципитации на трансформационной поверхности аустенит-феррит.

Автореф.

УДК: 669.111.3:620.181:669.14.018.25/252.3
ACM/CAA: N8r, TS, 2—6

Металлургия — инструментальные стали — испытание материала

T. Lavrič, F. Grešovnik, F. Vodopivec, V. Osterc

Влияние термической обработки на расплавление и на выделение карбидов в ледобуритных инструментальных сталях.

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 C 29—38

Описаны результаты исследований определения количества, химического и структурного состава карбидной фазы девяти сортов стали ледобуритного типа с содержанием от 0,9 до 2 % углерода и прибл. 12 % хрома. Для сравнения приведены результаты исследования быстрорежущей стали марки BRM 2. Для каждого сорта стали рассмотрены образцы в состоянии нежелезного отжига и образцы закаленные с температур 900, 980, 1040, 1120 и 1200°, а также закаленные и отпущенные при температурах 200 и 550°.

Исследования выполнялись на частицах карбидов, изолированных из сталей электрохимическим способом, а только отдельные сравнительные анализы выполнены на компактных образцах с электронным микроанализатором.

В исследовании рассмотрен состав карбидной и основной массы стали, обсуждаются изменения состава и структуры, также количества и вида карбидных включений в зависимости от сорта стали и от температуры закалки и отпущения.

Автореф.

УДК: 669.187.25:621.365.22
ACM/CAA: D5b, D5d, D11n, W18s

Металлургия — технология изготовления стали

V. Prešeren

Синтетический флюс для технологии производства стали

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 C 57—64

Дано описание опытов при употреблении синтетических флюсов, состав которых был определен предварительно на основании лабораторных опытов.

Сперва изложены результаты употребления синтетических флюсов в электрических дуговых печах в фазе дефосфоризации и окисления. Успешность употребления отдельных флюсов определяли при помощи химического анализа шлака и стали, а также на основании минералогического анализа шлака. Самые пригодные результаты получены с флюсом T — 13. Поэтому в работе дано описание и рассмотрено применение этого флюса ещё в фазе рафинирования.

Автореф.

УДК: 669.14.018.2:539.3/4:669.781
ACM/CAA: Ay-n, Q27a, Q23b, EG-j40

Металлургия — микросплавные стали — механические свойства.

A. Kveder, F. Vodopivec

Бор с микросплавной конструкционной стали.

Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 C 49—56

Исследованием определено влияние бора на свойства высокопрочной стали марки Ниобал 43, микросплавленной с ниобием. В катаных сталях бор резко увеличивает предел пластичности и сопротивление разрыву, особенно при низком содержании углерода в стали. Удлинение и сужение сталеи, легированных с бором немного уменьшаются, резко же снижается вязкость.

Предел пластичности и сопротивление разрыву сильно уменьшаются в нормализованном состоянии стали; эти данные часто даже ниже значений для этих сортов сталей без содержания бора. После отжига при температуре 650° предел пластичности и вязкости существенно улучшаются и даже превосходят значения полученные с этой сталью в катаном состоянии.

По границам кристаллических зерен аустенита обнаружены выделения, состоящие из соединений бора.

Автореф.

CONTENTS

<p>UDK: 669.187.6:669.014 ASM/SLA: D8p, D11n</p> <p>Steelmaking — Electroslag Remelting — Thermodynamics B. Koroušič Contribution to the Thermodynamics of Reactions in the ESR Process Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 65—72</p> <p>ESR process for steel demands accurate control of processes occurring between the slag and the metal. Paper presents the application of a thermodynamical model for the study of reactions controlling the loss of elements with a high affinity to oxygen. Model is applied to the analysis of the oxygen, aluminium, and titanium behaviour in ESR of structural steel using $CaF_2-Al_2O_3-CaO$ slags with various additions of SiO_2 and TiO_2.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	<p>UDK: 621.77.014.2:669.14.018.2:539.3 ASM/SLA: F23, 1—66, Ay-n, Q23b, 9—69</p> <p>Hot Rolling — Plasticity of Inclusions F. Vodopivec, M. Gabrovšek Investigation of the Relative plasticity of Inclusions of Manganese Sulphide in Hot Rolling Some Structural Steel Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 73—80</p> <p>In hot rolling steel the manganese sulphide inclusions and the enveloping steel matrix elongate to various extents due to the difference in plasticity of both. Index of relative plasticity of manganese sulphide inclusions in rolling slabs between 1200 and 790°C is determined for some steel. It was found that the relative plasticity is increased most during the incomplete recrystallization of austenite between the consecutive reductions of the thickness.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>
<p>UDK: 621.742.42 ASM/SLA: E18r, E18s, NM-145</p> <p>Metallurgy — Founding — Preparation of Sand V. Uršič Influence of core sand on the properties of uniform bentonite sand Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 81—85</p> <p>Into the cycle of uniform bentonite sand being regenerated after each casting after also recycled unregenerated core sand is enclosed. It changes the properties of the bulk bentonite sand. Influence of CO_2-, furane- and hot-box sand on the variations of the properties of bentonite sand were analyzed. Each mixture was prepared with three various moisture contents.</p> <p>It was found that in general the core sands lower the properties of bentonite sand.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	<p>UDK: 669.14.018.2:669-153.65 ASM/SLA: AY-n, J23, Nb, EG-d35</p> <p>Metallurgy — Structural Steel — Carbonitrides — Methodics of Determination A. Osojnik, T. Lavrič, F. Vodopivec Study of the methodics to determine carbonitrides in microalloyed steel Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 87—91</p> <p>The paper presents the study of the chemical and the electrolytic isolation for determination of niobium and vanadium carbonitrides in microalloyed structural steel being heat treated in various ways.</p> <p>Comparison, advantages and disadvantages, and the appreciation of single isolation methods are given, and the reasons for mutual deviations are analyzed. The results on bound niobium and vanadium in the 500 to 1200°C temperature range of the precipitation annealing of steel are presented.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>
<p>UDK: 669.094.1:669.054.8 ASM/SLA: D8j, B14</p> <p>Metallurgy — Ironmaking — Direct Reduction J. Wohinz, J. Lamut Possibility for Utilization of secondary raw materials in metallurgy Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 93—98</p> <p>Wet magnetic separation is not suitable for dressing red mud containing 32% Fe_2O_3. Prereduction in the laboratory rotary furnace enable to obtain 76% of concentrate with 28% Fe due to formed metallic iron and magnetic oxides. Pellets made of this concentrate and pyrite cinder have strengths up to 40 N/pellet while strengths of dried pellets reached even 500 N/pellet. After the reduction by coke at 1200°C, the iron gathers in bigger aggregates and degree of metallization is 93%. Smelting these pellets gives pig iron and slag containing mullite, wustite and glassy solidified remnant.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	<p>UDK: 669.018:620.181 ASM/SLA: M27d, N</p> <p>Metallurgy — Multi-phase Alloys — Plastic Deformation — Destruction L. Kosec Deformation and Destruction of Some Two- or Three-Component Alloys Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 99—105</p> <p>Alloys composed of plastic matrix and particles of rigid and brittle phases behave like composite materials during plastic deformation and destruction. At a certain degree of plastic deformation those grains of rigid and brittle phases break which have the most unsuitable geometry while matrix takes over their load and fills the formed pores. The phenomenon leads to such a geometry of the microstructure which becomes more stable at higher deformations.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>
<p>UDK: 669.14.018.8:539.43 ASM/SLA: SS, O7j</p> <p>Metallurgy — Austenitic Steel — Fatigue Tests J. Zvokelj Low Cycles Fatigue Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 P 107—114</p> <p>The new Instron testing machine on the Metallurgical Institute enabled fatigue tests. Monitoring system of this machine enables with great accuracy the fatigue tests with limited number of cycles to destruction. Some initial findings and results obtained in testing Prokron 11 austenitic steel are presented in the paper.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	

СОДЕРЖАНИЕ

<p>УДК: 621.77.014.2:669.14.018.2:539.3 АСМ/САА: F23, 1—66, Ау-п, Q23b, 9—69</p> <p>Горячая прокатка — пластичность включений F. Vodopivec M. Gabrovšek</p> <p>Исследование относительной пластичности сульфидных включений сернистого марганца при горячей прокатки некоторых конструкционных сталей. Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 С 73—80</p> <p>Исследования показали, что при горячей прокатки стали, вследствие различной пластичности сернистого марганца и окружающей его основной массы получают различные удлинения включений сернистого марганца.</p> <p>На некоторых сортах стали при прокатки слябов в температурном интервале между 1200 и 790° определен показатель для относительной пластичности включений сернистого марганца. Обнаружено, что на увеличение относительной пластичности сильнее всего влияет неполная рекристаллизация аустенита между последовательным восстановлением толщины.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>	<p>УДК: 669.187.6:669.014 АСМ/САА: D8p, D11n</p> <p>Производство стали — переплав под шлаком — термодинамика B. Kogoušić</p> <p>Вклад в термодинамики реакций, которые возникают при процессе ЭШП. Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 С 65—72</p> <p>Процесс ЭШП переплава требует выполнение точного контроля процессов, которые происходят между шлаком и металлом. В статье дано описание применения термодинамической модели при изучении реакций, которые контролируют «угар» элементов высокого химического средства и кислороду.</p> <p>Модель можно применить также для изучения поведения кислорода, алюминия и титана при переплаве целого ряда конструкционных сталей под шлаками типа $CaF_2-Al_2O_3-CaO$ с различным содержанием добавок SiO_2 и TiO_2.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>
<p>УДК: 669.14.018.2:669 — 153.65 АСМ/САА: Ау-п, J23, Nb, EG-d35</p> <p>Металлургия — конструкционные стали — карбонитриды — метод определения A. Osojnik, T. Lavrič, F. Vodopivec</p> <p>Изучение метода определения карбонитридов в микросплавных сталях. Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 С 87—91</p> <p>В работе рассмотрен метод химического и электрохимического изольирования для определения карбонитридов ниобия и ванадия в микросплавных конструкционных сталях различной термической обработки.</p> <p>Подано сравнение, преимущества, слабые стороны и оценка отдельных методов изольирования и рассмотрены причины взаимных отступлений. Изложены результаты, полученные исследованием связанного ниобия и ванадия в температурном интервале между 500° и 1200° Ц.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>	<p>УДК: 621.742.42 АСМ/САА: E18r, E18s, NM-f45</p> <p>Металлургия — литейное дело — подготовка песка. V. Uršič</p> <p>Влияние формовочного песка для стержней на свойства единогообразного бентонитного песка. Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 С 81—85</p> <p>В круговорот унифицированного бентонитного песка, который после каждой разливки подвергается регенерации, попадает часто также возвратный, регенерированный формовочный песок стержней. Это оказывает отрицательное влияние на характеристики бентонитной смеси.</p> <p>Исследованием определен изменением свойств бентонитных формовочных песков при добавке различного количества CO_2, фуранового и Hot-box песков при различной добавке содержания влаги. Установили, что в общем формовочный песок для изготовления стержней ослабляет свойства бентонитных песков.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>
<p>УДК: 669.018:620.181 АСМ/САА: M27d, N</p> <p>Металлургия — многофазные сплавы — пластичная деформация — разрыв L. Kosec</p> <p>Деформация и разрыв дво и многофазных сплавов Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 С 99—105</p> <p>Сплавы с пластичной основой и с жесткими и хрупкими фазами ведут себя во время пластичной деформации и разрыве подобно смесям. В определенной фазе пластичной деформации наступает разрыв тех жестких и хрупких зерен, которые имеют самую неблагоприятную геометрическую форму, между тем как основная структура принимает на себя их нагрузку и заполнит образовавшиеся поры. Последовательное явление — образование микроструктуры устойчивой геометрической формы при более сильных деформациях.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>	<p>УДК: 669.094.1:669.054.8 АСМ/САА: D8j, B14</p> <p>Металловедение — металлургия железа — прямая редукция J. Wohinz, J. Lamut</p> <p>Возможности утилизации отходного сырья в металлургии. Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 С 93—98</p> <p>Лабораторными опытами определен, что при помощи мокрой магнитной сепарации нет возможности обогатить железистый шлам, содержащий 32 % Fe_2O_3.</p> <p>При предварительной редукции в лабораторной ротационной печи можно вследствие наличия металлического железа и магнитных окисей, получить 76 % концентрат с содержанием 28 % Fe.</p> <p>Прочность сырых окатышей, изготовленных этого концентрата и пиритных огарков доходит до 5 кгс/окатыш, а обожженных даже до 50 кгс/окатыш.</p> <p>После редукции с коксом при температуре 1200° железо скатывается в более крупные комья с содержанием металла около 93 %. При переплаве этих окатышей получается железо и шлак, содержащий муллит с стекловидным остатком.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>
<p>УДК: 669.14.018.8:539.43 АСМ/САА: SS, Q7j</p> <p>Металлургия — аустенитная сталь — динамическо-механические испытания J. Zvokelj</p> <p>Усталость с конечным числом динамических нагрузок до разрушения. Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 С 107—114</p> <p>С приобретением нового прибора фирмы Instron Металлургический завод в г. Любляне получил возможность выполнять испытания материалов при динамических нагрузках. Системы управления и регистрация этого прибора позволяет с большой точностью выполнять испытания на усталость с конечным числом колебаний до разрушения. В статье рассмотрены некоторые начальные определения и полученные результаты при испытании аустенитной стали марки Prokron 11.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>	<p>УДК: 669.14.018.8:539.43 АСМ/САА: SS, Q7j</p> <p>Металлургия — аустенитная сталь — динамическо-механические испытания J. Zvokelj</p> <p>Усталость с конечным числом динамических нагрузок до разрушения. Zelezarski zbornik 14 (1980) 1/2 С 107—114</p> <p>С приобретением нового прибора фирмы Instron Металлургический завод в г. Любляне получил возможность выполнять испытания материалов при динамических нагрузках. Системы управления и регистрация этого прибора позволяет с большой точностью выполнять испытания на усталость с конечным числом колебаний до разрушения. В статье рассмотрены некоторые начальные определения и полученные результаты при испытании аустенитной стали марки Prokron 11.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>

