

ŽELEZARSKI ZBORNIK

	Stran
VSEBINA	
Arh. Joža — Železarna Jesenice PRISPEVEK K PROBLEMU IZDELAVE JE- KEL Z MAJHNO VSEBNOSTJO OGLJIKA	97
Kovačič Stanko — Železarna Ravne MEHANIZIRANA PRIPRAVA LIVNIH PLOŠČ	105
Pretnar Borut — IMV Novo mesto O SESTAVI IN LASTNOSTI FERITNO MAR- TENZITNIH JEKEL	111

LETO 17 ŠT. 3 — 1983
ŽEZB BQ 17 (3) 97-128 (1983)



ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 17

LJUBLJANA

SEPTEMBER 1983

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
stran	Seite	Page	страница
<p>Joža Arh</p> <p>Prispevek k problemu izdelave jekel z majhno vsebnostjo ogljika 97</p> <p>UDK: 669.187.25:669.14.018.5 ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g</p>	<p>Joža Arh</p> <p>Beitrag zu dem Problem der Erzeugung der Stähle mit kleinem Kohlenstoffgehalt 97</p> <p>UDK: 669.187.25:669.14.018.5 ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g</p>	<p>Joža Arh</p> <p>Contribution to the Problem of Manufacturing Steel with Low Carbon 97</p> <p>UDK: 669.187.25:669.14.018.5 ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g</p>	<p>Joža Arh</p> <p>К вопросу изготовления малоуглеродистых сталей. 97</p> <p>UDK: 669.187.25:669.14.018.5 ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g</p>
<p>Stanko Kovačič</p> <p>Mehanizirana priprava livenih plošč 105</p> <p>UDK: 669.18:621.746.395 ASM/SLA: D95, 19d</p>	<p>Stanko Kovačič</p> <p>Mechanisierte Vorbereitung der Giessplatten 105</p> <p>UDK: 669.18:621.746.395 ASM/SLA: D95, 19d</p>	<p>Stanko Kovačič</p> <p>Mechanized Preparation of Casting Plates 105</p> <p>UDK: 669.18:621.746.395 ASM/SLA: D95, 19d</p>	<p>Stanko Kovačič</p> <p>Механизированное устройство литейных пластин. 105</p> <p>UDK: 669.18:621.746.395 ASM/SLA: D95, 19d</p>
<p>Borut Pretnar</p> <p>O sestavi in lastnostih feritno martenzitnih jekel 111</p> <p>UDK: 669.14.018.2 ASM/SLA: Ay-n</p>	<p>Borut Pretnar</p> <p>Über die Zusammensetzung und die Eigenschaften ferritisch martensitischer Stähle 111</p> <p>UDK: 669.14.018.2 ASM/SLA: Ay-n</p>	<p>Borut Pretnar</p> <p>On Composition and Properties of Ferritic-Martensitic Steel 111</p> <p>UDK: 669.14.018.2 ASM/SLA: Ay-n</p>	<p>Borut Pretnar</p> <p>О составе и свойствах ферритно-мартенситных сталей. 111</p> <p>UDK: 669.14.018.2 ASM/SLA: Ay-n</p>

Prispevek k problemu izdelave jekel z majhno vsebnostjo ogljika

UDK: 669.187.25:669.14.018.5

ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g

Joža Arh

Prispevek obravnava probleme, ki nastopajo pri izdelavi jekel z zelo majhno vsebnostjo ogljika, ki so legirana s silicijem in aluminijem. Težave so predvsem pri vodenju in kontroli oksidacije na meji ravnotežja pri majhnih vsebnostih ogljika.

Kako zagotoviti majhno vsebnost plinov in zadostno čistočo po oksidaciji, kar sta zelo pomembna vplivna dejavnika pri klasični izdelavi in nazadnje rafinaciji in odžveplanje v ponovci, osnovne pogoje za to, dosežene uspehe in meje, ki so takšni klasični tehnologiji postavljene.

UVOD

Pri tem gre za jekla z zelo majhno vsebnostjo ogljika od 0,02 do 0,03 %, legirana s silicijem in aluminijem za elektrotehnične pločevine.

Tako nizke vsebnosti ogljika v jeklih, ki so izdelana na klasičen način, torej le v peči, so med množico raznovrstnih jekel nekaj izjemnega. Za proizvajalca jekla pomeni takšna sestava zelo stroge, težko dosegljive zahteve in vodenje oksidacije na meji ravnotežja, kar pa pri naši vizuelni kontroli ni mogoče zanesljivo kontrolirati. Le temeljita tehnična opremljenost, to je možnost natančnega doziranja potrebne količine kisika za oksidacijo, in kontrola stopnje oksidacije, to je merjenje aktivnega kisika, bi lahko omogočila večjo natančnost zadetka ogljika pri oksidaciji in obenem zmanjšala možnost preoksidacije taline.

Tehnologijo za izdelavo teh jekel smo sicer kupili, vendar le-te nismo mogli direktno uporabiti, ker je bil jeklarski del prirejen za izdelavo s pomočjo vakuumске metalurgije v DH napravi, in sicer za degazacijo in dezoksidacijo pri normalni vsebnosti ogljika ter za razogljčenje v vakuumu pri vsebnosti ogljika okrog 0,01 % in manj.

Tehnologijo izdelave smo morali zato prikrojiti našim razmeram. V glavnem smo imeli z izdelavo teh jekel vsa leta veliko težav. Tehnologije nismo imeli nikoli »v rokah«, torej ni bila nikoli toliko dognana, da bi nam zagotavljala normalen izkoristek. Jekla nismo mogli nikoli dovolj očistiti velikih količin dezoksidacijskih produktov, ki nastajajo pri legiranju s Si in Al, zato je bilo vlivanje izredno težavno, vezano s stalnim mašenjem izlivkov (šmiranjem) in slabim vlivanjem. Posledice slabega vlivanja pa so nam vsem znane, to pa je trganje blokov pri valjanju, oziroma slab izkoristek pri direktnem valjanju bram v toplovaljane trakove.

Vendar je bil tak način dela nujen, če smo hoteli znižati žveplo in napraviti dobro jeklo. Livnost jekla pa je bila vsem ukrepom navkljub slaba, temperatura jekla je morala biti visoka, da je jeklo sploh teklo. Tako je znašala temperatura jekla v ponovci 120 do 130° C nad tališčem, kar je nenormalno visoko. Posledica je bila pretežno transkristalna struktura bloka, deloma brez globulizirane cone na robu, kar je povzročalo pogosto trganje blokov pri valjanju in visok izmeček, še posebno v vročih poletnih mesecih (vroče kokile). Zaradi visokih temperatur vlivanja pa se mnogo bram ni dalo stripati, ker je jeklo zajedlo kokilo. Četudi smo brame v jeklarni izbili iz kokile, je bil to izmeček, ker tega jekla v hladnem stanju ne moremo ogreti in valjati.

V letu 1981, to je v zadnjem letu pred spremembno tehnologijo, je znašal izmeček zaradi trganja blokov pri valjanju 4,4 % neslečenih blokov 1,65 % Skupni izmeček 6,05 %

Ta zelo visoki izmeček, nedoseganje proizvodnje in slaba vzdržnost peči kot posledica dolgega zadrževanja jekla v peči pri visoki temperaturi, so

nas vodili k nujni spremembi tehnologije, ki bi morala biti krajša, da bo mogoča večja in boljša proizvodnja, da bo izmeček manjši.

Predvsem je bilo treba zagotoviti boljše čistočo jekla in znižati temperaturo vlivanja, s čimer vplivamo na izoblikovanje normalne makrostrukture bloka z dovolj debelo globulitično cono, kar edino lahko zagotovi valjanje blokov direktno v trak, to je dobro plastičnost v vročem.

Kaj se dogaja in kako poteka oksidacija jekla, ki naj ima 0,02 % C

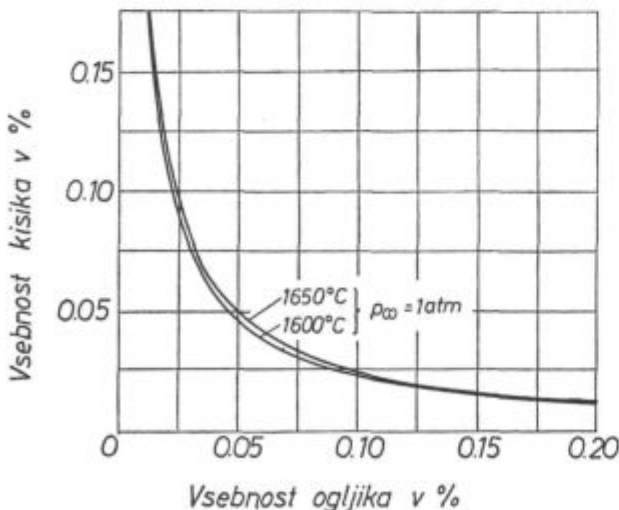
Glavni namen oksidacije je znižati vsebnost ogljika na 0,02 %, odstraniti pline iz jekla (H_2 , N_2) ter oksidacijske produkte taljenja in oksidacije. Vse to se da odstraniti le preko CO reakcije. Če naj dosežemo v talini nizko vsebnost dušika, ki je za to vrsto jekla predpisana, in talino očistimo produktov oksidacije, mora le-ta dovolj dolgo in intenzivno kuhati, za kar je potrebno vsaj 0,5 % C v talini pred oksidacijo.

Kaj se med oksidacijo dogaja, prikazuje ravnotežni diagram na sliki 1 za ravnotežje med C in O pri 1650° in 1600° po E. Schürmanu in sodelavcev.

Za to ravnotežje velja, da je produkt $[C] \times [O]$ po H. C. Vacker in E. H. Hamiltonu [% C] [% O] = $2,5 \times 10^{-3}$ pri $p_{CO} = 1$ b

Ta produkt zelo dobro velja prav pri majhnih vsebnostih ogljika, to je pri jeklih, o katerih teče beseda.

Iz diagrama na sliki 1 vidimo, da je temperaturna odvisnost ravnotežja med ogljikom in kisikom zelo majhna, kar potrjujejo podobni diagrami, ki so narejeni za višje temperature, do 1800° C.



Slika 1

Ravnotežni diagram C-O po F. Schürmanu in P. Hadjisarosu 1)

Fig. 1

Carbon — oxygen equilibrium (according to E. Schürmann, P. Hadjisarov)

Iz tega diagrama lahko razberemo, da bomo imeli pri 0,03 % C 700 ppm [O] in pri 0,02 % C že 1250 ppm [O], kar je pomembna razlika. To potrjuje tudi termodinamična analiza reakcije $C + O = CO$ B. Koroušiča 2)

Razlike pa so, odvisno od razpona ogljika, lahko še večje. Praktične meritve so pokazale, da se giblje vsebnost aktivnega kisika od 600 pa do 1500 ppm.

Oksidacijska reakcija, razvijanje CO, z zniževanjem ogljika pojenjuje in se pri 0,03 % C in 1 b pritiska približa ravnotežju, kar pomeni, da kuhanja taline ni več. To pa je tudi zunanji znak, da oksidacijo ustavimo.

Izkušnosti in presoji talilcev je prepuščeno, kdaj prenehajo pihati kisik. Ker gre za čisto vizuelno oceno in ker obenem pihamo velike količine kisika okoli 0,35 Nm³/t min., zelo hitro pristanemo zunaj ravnotežja, ko se ogljik le počasi oksidira, v jeklu pa hitro raste vsebnost kisika, ker se oksidira železo.

Poznavanje osnov vakuumske metalurgije nam to stanje potrjuje. Le zniževanje parcialnega tlaka CO lahko reakcijo $C + O = CO$ požene v desno in prepreči preoksidacijo taline.

Oksidacija ob tako labilnem ravnotežju, oziroma balansiranje okrog tega ravnotežja je metalurge v svetu že pred skoraj dvema desetletjema privedla do spoznanja, da takšno delo ne more biti dobro in ekonomično, ker je riziko prevelik. Pri izdelavi jekel z 0,02 % C ali manj, kot so posebna jekla za globoko vlečenje in za elektro pločevino, se je zlasti v zahodnem svetu uveljavilo razogljičenje in dezoksidacija v vakuumu kot najbolj smotrna tehnologija.

Kako izboljšati tehnologijo v naših razmerah?

Jeklarji smo se, zavedajoč se bistva težav: mašenja izlivkov, nečistega jekla in posledic, to je velikega deleža izmečka, iskali možnost za izboljšanje obstoječe tehnologije.

Rešitev je bila, dokler ne bo zgrajena vakuumska naprava, ena sama, in to sekundarna obdelava jekla v ponovci.

Konec leta 1981 smo začeli v elektro jeklarni postopno uvajati preprihanje jekla z argonom skozi porozne kamne v dnu ponovce. Skupaj z dolomitno obzidavo ponovc in uvedbo drsnega zapirala, ki smo ju uvedli že pred tem, so bile s tem dane osnove za sekundarno obdelavo jekla v ponovci. Takoj se je pokazala razlika v livnosti jekla med šaržami, ki so bile preprihane z argonom, in nepripihanimi.

Potem, ko smo imeli na razpolago dve ponovci, opremljeni z argonskimi kamni, je lahko v januarju 1982 nova tehnologija stekla. Sedaj v peči vložek le še raztalimo in oksidiramo v željene meje od 0,02 do 0,03 % C. Seveda v peči še vedno

veljajo vsi zakoni klasične metalurgije, če jekla v ponovci ne podvržemo vakuumski obdelavi ali obdelavi z vpihovanjem CaSi.

Ogljik naj bo na začetku oksidacije dovolj visok, da lahko znižamo pline v jeklu in jeklo obenem očistimo nečistoč, oziroma produktov oksidacije.

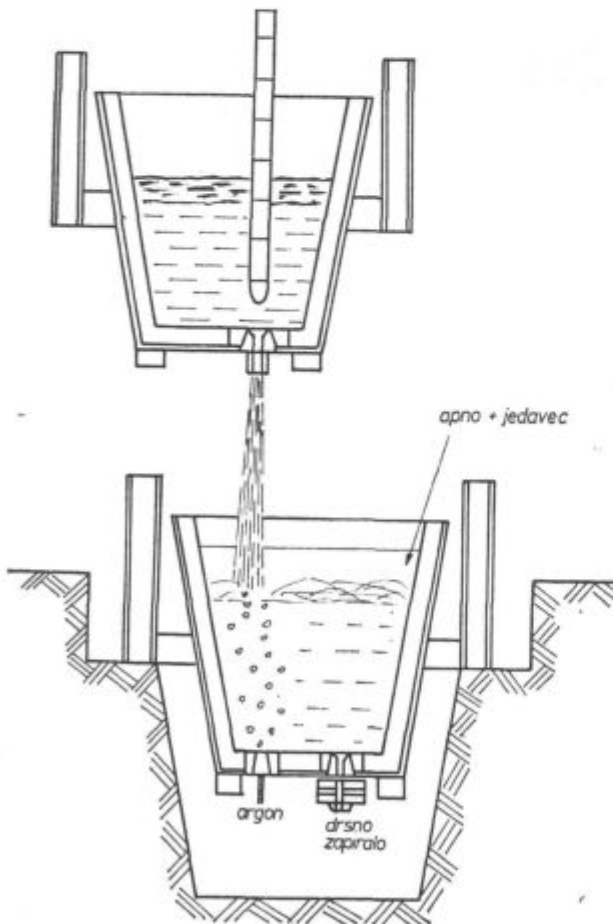
Zadostno vsebnost ogljika je treba zagotoviti z vložkom, bodisi z grodljem ali, če tega ni, z drugimi sredstvi za ogljičenje.

Oksidacija naj teče pri temperaturi, ki je ves čas za 120 do 150° C nad tališčem jekla; na začetku nižja, na koncu višja. Fluidnost jekla je za čiščenje, oziroma flotacijo nečistoč izrednega pomena.

Zagotoviti je treba zadostno bazičnost žlindre z dodajanjem apna, in sicer zaradi čuvanja stene peči, pa tudi zaradi zmanjševanja aktivnosti FeO v žlindri, in to v času taljenja, oksidacije in po oksidaciji do preboda.

Kisik je treba pihati tako, da odteče večji del prve žlindre, ki vsebuje tudi ves oksidirani silicij iz vložka, ki ga je pri naših razmerah lahko precej.

Z ustrezno obliko prebodne odprtine je treba preprečiti mešanje jekla in žlindre med prebodom.



Slika 2

Prikaz ločenja jekla od žlindre s prelivanjem

Fig. 2

Presentation of separation steel from slag by pouring over

Ločenje jekla od oksidacijske žlindre je važen pogoj za rafinacijo jekla v ponovci. Izvedemo ga s prelivanjem jekla iz ene ponovce v drugo, kakor prikazuje slika 2. Prva ponovca je zato šamotna z zamašnim drogom, druga ponovca, v katero jeklo prelijemo, pa je obzidana z dolomitom, opremljena z drsnim zapiralom in argonskim kamnom.

Legiranje in odžveplanje izvedemo v drugi ponovci z belo rafinacijsko žlindro. Obenem z rafinacijo nastavimo željeno livno temperaturo. Po obveznem mirovanju taline jeklo odlijemo v kokile.

Kratek opis sekundarne rafinacije jekla

Uvod v sekundarno rafinacijo je predezoksidacija jekla v prvi ponovci z 1,3 kg Al/t in delnim legiranjem s FeSi. Dodana količina aluminija ravno zadošča za vezavo, oziroma obarjanje kisika, ki ga jeklo prinese s seboj iz peči. Močno turbulentno gibanje jekla v času preboda poskrbi za dobro izločanje dezoksidacijskih produktov. Pri tem zaradi dezoksidacijskih reakcij in toplote Si naraste temperatura v prvi ponovci. Prirastek temperature jekla je različen, odvisen je od stopnje oksidirani taline in od tega, ali se žlindra meša z jeklom ali ne. V povprečju je temperatura jekla v prvi ponovci večja od temperature jekla pred prebodom, in sicer za 40° C.

V času prelivanja v drugo ponovco jeklo dokončno legiramo s silicijem in aluminijem. Skupaj s potrebnimi legurami smo dali v ponovco tudi 4 do 5 kg apna/t jekla. Apno je mleto v prah. Z apnom damo tudi jedavec, da dobimo tekočo žlindro že na začetku prelivanja. Ves čas prelivanja, ki traja 8 minut, močno preprihujemo z argonom (pritisk 5 b), da tako dosežemo maksimalni možni kontakt tekoče bazične žlindre in jekla. Takšno močno mešanje jekla in žlindre, kot je sicer značilno za konvertorje, je možno, dokler ponovca še ni polna in je talina tudi zaščitena s plini, ki pri tej rafinaciji nastajajo. Proti vrhu ponovce pihanje umirimo tako, da talina le še rahlo valovi. Vse rafinacijske reakcije so potekle v času prelivanja. Pri nadaljnjem preprihovanju taline vsebnost žvepla le še malo pade. Argon pihamo do željene temperature za livanje, ki je 70 do 80° C nad tališčem in je za 30 do 40° C nižje kakor pri stari tehnologiji. V povprečju traja preprihovanje 20 minut, poraba argona pa znaša 70 do 100 l/t jekla.

REZULTATI

Za oceno tehnologije bomo uporabili vsebnost žvepla v končni sestavi in stopnjo odžveplanja v času sekundarne rafinacije v dugi ponovci med prelivanjem jekla.

Za primerjavo uspešnosti nove tehnologije vzemimo rezultate iz leta 1981, to je leto pred uvedbo te tehnologije.

Tabela 1: Vsebnost žvepla v končni analizi v letu 1981

Število šarž (junij, julij, avgust)	n = 187
srednja vrednost	X = 0,0142 %
standardni odklon	S = 0,0045 %

Analiza vzrokov za izmeček

Da bi prišli do pravih vzrokov, ki povzročajo izmeček, smo v okviru posebne naloge temeljito analizirali z matematično-statističnimi metodami vzroke nastajanja razpok pri valjanju blokov v slabe 3). Regresijska analiza rezultatov za preteklo leto in prva dva meseca letošnjega leta (1983) je dala zelo različne rezultate po mesecih in za celo leto. Pojasnilo upoštevanih vplivnih dejavnikov po posameznih mesecih je različno. Glavni vplivni dejavniki so od meseca do meseca različni. Skupna korelacija za celo analizirano obdobje je majhna, tako da ni mogoče najti res pomembnih vplivnih dejavnikov, ki povzročajo trganje blokov. Iz tega lahko tudi sledi, da so vzroki za trganje mnogo bolj kompleksni, kot jih je omenjena naloga zajela.

V tem delu pa smo skušali z enostavno analizo stanja ugotoviti, v katerih primerih nastaja največ izmečka, oziroma kakšna tehnologija daje najmanj, da bi v bodoče lahko razmere izboljšali.

Rezultati v tabeli kažejo število raztrganih slabov in delež glede na odlito število blokov ter skupni izmeček, izražen tudi v procentnem deležu.

Na enak način je prikazano število šarž, ki niso prepahane z argonom, in število šarž, ki ob raztalitvi niso imele več kot 0,30 % C, ki torej niso

vsebovale zadostne in potrebne količine ogljika. Do takšnih mehkih raztalitev pride največkrat zaradi tega, ker v vložku ni predpisane količine grodlja, dodatek drugih sredstev za ogličenje pa je bil premajhen.

V spodnjem delu tabele pa so prikazane le šarže, ki niso vsebovale dovolj ogljika ob raztalitvi, s pripadajočim številom raztrganih slabov in izmečkom zaradi trganja.

Ugotovimo lahko, da izmeček zaradi trganja slabov ni mnogo manjši, kot je bil še pri stari tehnologiji, da pa prispevajo glavni delež k izmečku šarže, ki imajo premalo ogljika, v aprilu celo 58 % vsega izmečka.

V tabeli 3 prikazujemo vpliv prepahovanja z argonom na razpoke in izmeček. Obdelane so le šarže, ki so bile zanesljivo prepahane z argonom. Primerjava s tabelo 2 kaže, da je manjše število raztrganih slabov od skupnega števila, pa tudi izmeček, ki je za 0,6 % manjši.

V tabeli 4 so prikazane šarže, ki so imele ob raztalitvi 0,30 % C in manj. Izmeček je kar za 2 % večji, kot je povprečje, kar dovolj zgovorno dokazuje, da so mehke raztalitve glavni krivec za izmeček, seveda ob dejstvu, da znaša delež teh šarž skupno kar 26 %.

Skoraj v celoti je odpadel izmeček zaradi nerztrganih blokov. Tega pojava praktično ni več, kar je ugodna posledica nižjih temperatur vli-vanja.

Vpliv izdelave jekla na stopnjo odžveplanja

Stopnja odžveplanja je zanesljiv kazalec kvalitete jekla in dela. Žveplo pade lahko le, če je aktivnost kisika v žilindri in v jeklu majhna.

Tabela 2: Prikaz rezultatov od septembra 1982 do maja 1983

	Sept. Kom. %	Oktober Kom. %	November Kom. %	December Kom. %	Januar Kom. %	Februar Kom. %	Marec Kom. %	April Kom. %	Maj Kom. %	Skupaj Kom. %
odlito blokov	453	559	308	467	296	697	635	624	530	4569
raztrg. slabi	65 14,4	60 10,7	65 21,1	36 7,7	38 12,8	123 17,7	231 36,2	124 20,2	44 8,3	785 17,2
izmet	17 3,7	19 3,4	28 9,1	12 2,4	9 3,3	46 6,6	34 5,35	24 3,85	7 1,3	196 4,3
neprep. z arg.	25 42	25 34,7	41 100	12 20	7 18,5	19 21,6	6 7,3	9 11,3	10 14,7	154 26,2
mehke razt.	16 27	8 11,0	11 27,0	14 23,4	8 21,0	19 21,6	25 30,4	42 53	10 14,7	153 26,0
raztrg. a	22 4,9	11 1,97	12 3,9	13 2,4	6 2,03	42 6,0	69 11,0	78 12,5	12 1,5	265 5,56
slabi b	34 18,3	18,3	19,5	36,0	15,8	42 32,6	69 30,0	78 58,0	12 18,0	265 32,6
izmet a	8 1,76	3,6	1,9	0,87	0,67	2,9	2,05	2,5	0,38	1,6
c	4,7	10,5	21,5	4,2	22,0	20 43,5	13 38	16 66,5	2 66,6	74 38,6

a procentni delež glede na število vlitih blokov

b procentni delež od raztrganih slabov

c procentni delež od skupnega izmečka

Tabela 3: Vpliv preprihanja z argonom na raztrganine — izmet

Prepih. z arg.	Sept.		Oktober		December		Januar		Februar		Marec		April		Maj		Skupaj	
	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%
Štev. blokov	239		374		371		234		610		566		561		450		3405	
Raztrgani	25	10,5	45	12	23	6,2	33	14,0	91	14,9	178	30,9	115	20,5	36	8	546	15
Izmet	9	3,8	9	2,4	9	2,43	7	3	41	6,7	28	4,9	20	3,5	1	0,22	124	3,6

Tabela 4: Prikaz rezultatov šarž, ki so raztalile z manj kot 0,30 % C

Mehke raztal.	September		Oktober		November		December		Januar		Februar		Marec		April		Maj		Skupaj	
	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%	Št.	%
Štev. blokov	119		60		82		108		63		150		194		331		78		1185	
Raztrgani	22	18,5	11	18,3	12	14,6	13	12,0	6	9,5	42	28,0	69	35,4	78	23,6	12	15,2	265	22,3
Izmet	8	6,7	2	3,3	6	7,3	5	4,6	2	3,2	20	13,2	13	6,7	16	4,8	2	2,5	74	6,2

V nadaljnjem prikazujemo stopnjo odžveplanja po mesecih in primerjamo le to s šaržami, kjer so se bloki trgali, in tistimi, kjer se bloki niso trgali.

V tabeli 5 je prikazana stopnja odžveplanja za štiri mesece v letu 1982 in pet mesecev v letu 1983 ter še za posamezne mesece od januarja do maja leta 1983, in to posebej za šarže, ki so obdelane z argonom, in za šarže, pri katerih argonski kamen ni deloval.

Razlika v stopnji odžveplanja je očitna, obdelava jekla z argonom zanesljivo poveča stopnjo odžveplanja. Zanesljivost delovanja argonskega kamna je v tem letu tudi mnogo večja, kot je bila v preteklem letu.

V naslednji tabeli pa prikazujemo stopnjo odžveplanja posebej za šarže, kjer so se bloki trgali, in za šarže, kjer se bloki niso trgali in sicer za mesec januar—maj 1983.

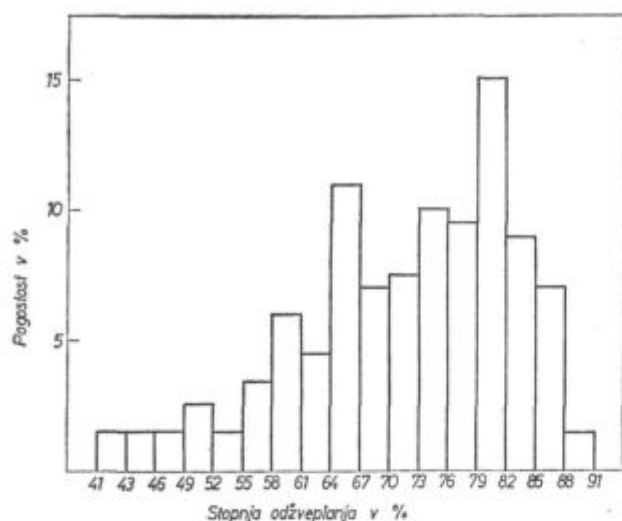
Iz tabele 6 vidimo, da je stopnja odžveplanja pri šaržah, kjer se bloki trgajo, manjša in raztros večji kot pri tistih, kjer se ne trgajo. To dokazuje, da je za trganje kriva izdelava jekla, oziroma čistota jekla, ki smo jo dosegli.

V neposredni zvezi s stopnjo odžveplanja je vsebnost žvepla v končni analizi. Porazdelitev žvepla skupaj za 3 mesece v lanskem in letošnjem letu, za letos pa tudi po mesecih, prikazujemo v tabeli 7. Analogno s stopnjo odžveplanja je tudi vsebnost žvepla pri šaržah, ki so preprihane z argonom, nižja. V letošnjem letu odstopa zlasti mesec februar kot najslabši v tem pogledu, in tudi z največ izmečka (tabela 2).

Kot posebno prednost nove tehnologije moramo poudariti veliko stopnjo odžveplanja v ponovci. V povprečju 70 %-na stopnja odžveplanja je zelo dober rezultat. Velik raztros rezultatov seveda kaže na velike razlike v kvaliteti in izdelavi, kar obenem pomeni, da je zelo težko dosegati najboljše rezultate. Primerjava s staro tehnologijo kaže, da smo znižali vsebnost žvepla za 30 % (v letu 1981 je bila povprečna vsebnost žvepla 0,0142 % in najnižja 0,007 %), kar je zelo dober rezultat. Poudariti moramo zlasti vrhunske rezultate, ki jih ta tehnologija omogoča. Stopnja odžveplanja od 80 % navzgor do 91 %, kot doslej najvišje vrednosti le ob uporabi apna in jedavca, so sicer dosegljive le z vpihavanjem CaSi.

Tabela 5: Stopnja odžveplanja po mesecih

	Mesec	Sept.—Dec.	Jan.—Maj	Januar	Februar	Marec	April	Maj
	z argonom	n	129	306	31	78	74	71
X (%)		71,4	69,6	70,4	65,0	71,7	70,8	73,2
S (%)		12,5	12,9	14,3	13,1	11,0	12,1	10,5
brez argona	n	103	43	7	11	8	8	10
	X (%)	63,6	61,0	66,4	51,2	56,2	65,5	68,6
	S (%)	17,1	17,1	6,0	22,8	9,5	19,7	7,8



Slika 3

Porazdelitev stopnje odžveplanja za šarže, ki so prepihane z argonom

Fig. 3

Distribution of the desulphurisation degree

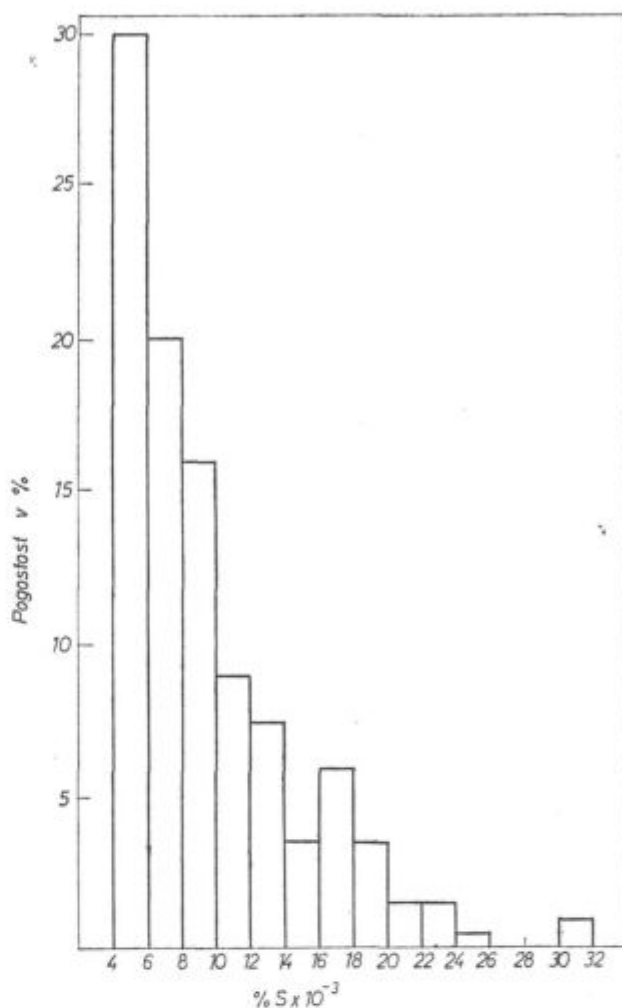
Tabela 6: Stopnja odžveplanja januar—maj 1983

	trganje blokov	brez trganja
n =	128	208
X (%)	65,0	71,6
S (%)	14,5	11,6

Porazdelitev stopnje odžveplanja in vsebnosti žvepla prikazujemo na slikah 3 in 4. Za mesece marec, april in maj za šarže, ki so prepihane z argonom.

Rezultati obdelave jekla s Ca v ponovci

Nezanesljivost izdelave in naša nemoč pri kontroli procesa sta nas prepričali, da sta možni le dve poti, in to izdelava jekla v vkuumu, ki nam daje



Slika 4

Porazdelitev vsebnosti žvepla za šarže, ki so prepihane z argonom

Fig. 4

Distribution of sulphur content

Tabela 7: Vsebnost žvepla v končni analizi po mesecih

Mesec		Sept.—Dec. 1982	Jan.—Maj 1983	Januar	Februar	Marec 1983	April	Maj
z argonom	n =	129	312	31	78	74	71	58
	X (%)	0,0082	0,0104	0,0094	0,0125	0,0098	0,0102	0,0096
	S (%)	0,0047	0,0053	0,0043	0,0057	0,005	0,005	0,005
brez argona	n =	103	43					
	X (%)	0,0098	0,013					
	S (%)	0,0055	0,0062					

Tabela 8: Porazdelitev stopnje odžveplanja in vsebnost žvepla pri šaržah, ki so obdelane s Ca v ponovci.

	Stopnja odžveplanja	Vsebnost žvepla
N	15	15
X (%)	84,3	0,00513
S (%)	3,6	0,00034

lino, imata moč vezati odvečni kisik in reducirati okside drugih kovin, ki so krivi za slabo plastičnost jekla v vročem.

Na napravi za vpihovanje CaSi v jeklo smo obdelali 15 šarž. Rezultati so prikazani v tabeli 8.

Glavna prednost te tehnologije je 100 % izkoristek direktnega valjanja, torej odlična plastičnost jekla v vročem, in to tudi pri mehkih raztalitvah. Med obdelanimi šaržami sta tudi dve z 0,10 % C ob raztalitvi.

Prednost s kalcijem obdelanega jeka je poleg visoke stopnje odžveplanja in majhne vsebnosti žvepla tudi izredno dobra livnost, saj smo normalno vplivi tudi šaržo, ki je bila le 30° C nad tališčem. Sicer pa so temperature livanja v povprečju za 20° C nižje od s Ca neobdelanih šarž.

Žal prostorska ločenost naprave, ki je namenjena le za obdelavo jekel za kontiliv, onemogoča stalno obdelavo jekel s kalcijem.

ZAKLJUČKI

Pričujoče delo načenja probleme izdelave jekel z majhno vsebnostjo ogljika, ki so legirana s siličijem in aluminijem.

Oksidacija jekla v električni obločni peči do 0,02 % C daje zelo heterogene rezultate, ker z vizuelno kontrolo procesa oksidacije na meji ravnotežja ni mogoče več obvladati. Iz tega sledijo velike razlike v vsebnosti kisika po oksidaciji in s tem povezan nastanek zelo različnih količin dezoksidacijskih produktov, kar je končno posledica različna plastičnost jekla v vročem.

Vsi rezultati, ki so prikazani v tabelah, kažejo velika odstopanja od srednjih vrednosti, torej zelo velik raztros, in sicer pri rezultatih valjanja blokov direktno v toplovaljane trakove, pa tudi pri kalcijih kvalitete dela, kakor sta stopnja odžveplanja med sekundarno rafinacijo v ponovci in vsebnost žvepla v končni sestavi.

Nova tehnologija, ki smo jo vpeljali na začetku leta 1982, katere bistvo je intenzivna sekundarna rafinacija jekla v ponovci s tekočo žlindro, je v povprečju prinesla izboljšanje, in sicer se je vsebnost žvepla znižala za 30 %, enako pa se je znižal tudi skupni izmeček, vendar je raztros rezultatov ostal velik.

Le obdelava jekla s kalcijem (vpihavanjem CaSi) v ponovci tako izboljša plastičnost jekla v vročem, da se bloki ne trgajo več med valjanjem, pri skoaj 85-procentni stopnji odžveplanja in vsebnosti žvepla, ki je blizu 0,005 %. Livnost jekla pa se tako izboljša, da je mogoče vlivanje tudi še pri 30 do 40° C na tališčem.

Vsi rezultati kažejo, da je za doseganje bolj homogenih rezultatov, predvsem pa za izboljšanje plastičnosti jekla potrebna drugačna tehnologija.

V svetu so se za izdelavo takih jekel uveljavili postopki, ki omogočajo tudi razogljčenje, to so vakuumski postopki.

Poleg kalcija ima le ogljik pri nizkem tlaku pco moč reducirati okside drugih kovin in napraviti jeklo dovolj čisto. Istočasna zahteva po nizkem ogljiku daje prednost vakuumskim postopkom pred vpihavanjem CaSi.

Ko bo objavljen ta članek, bo na Jesenicah že v poizkusnem obratovanju VOD naprava, v kateri bomo poslej izdelovali ta jekla.

Literatura:

1. Helmut Knüppel: Desoxydation und Vakuumbehandlung von Stahlschmelzen Band I 1970 Verlag Stahleisen MBH
2. Blaženko Koroušič: Prispevek k optimizaciji proizvodnje dinamo jekel ZELEZARSKI ZBORNIK 1983 (1) str. 10
3. Alojz Poklukar: Strokovna naloga 1983

ZUSAMMENFASSUNG

Die Erzeugung der Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,02 bis 0,03 % im Lichtbogenofen nach klassischer Arbeitsweise stellt ein grosses technologisches Problem dar.

Beim Frischen im Ofen das nur visuell kontrolliert werden kann ist eine Überoxydation der Schmelze sehr leicht möglich. Die Oxydation von Kohlenstoff nähert sich bei 0,03 % C den Gleichgewichtsbedingungen und nachdem die Kohlenstoffreaktion aufhört wird vorwiegend Eisen oxydiert, wenn nicht rechtzeitig das Sauerstoffblasen unterbrochen wird. In der Schmelze können deshalb sehr grosse Mengen von Sauerstoff enthalten sein die eine grosse Menge von Desoxydationsprodukten zur Folge haben und letztlich die Warmverformbarkeit beim Walzen der Blöcke verschlechtern.

Durch die Einführung der sekundären Raffination in der basisch zugestellten Pflanze unter stark basischer Schlacke, (schwarze Schlacke wird durch das Umgiessen völlig abgetrennt) bei intensiver Argonspülung ist es gelungen den Stahl in solchen Umfang zu reinigen, dass die

Giesstemperatur um 30° C erniedrigt werden konnte, das Schmieren der Ausgüsse beseitigt worden ist, der Schwefelgehalt durchschnittlich um 30 % und im gleichen Ausmass auch der Gesamtauswurf erniedrigt worden sind. Die Streuung der Ergebnisse ist immerhin noch gross, was als ein Nachweis der schwierigen Erzeugung und immer noch einer grossen Unsicherheit angesehen werden kann.

Versuche mit der Kalziumbehandlung solcher Schmelzen in der Pflanze zeigten, dass dieses Verfahren eine Lösung des Problems schlechter Warmverformbarkeit sein könnte.

Es bleibt immer noch das Problem des zu hohen Kohlenstoffgehaltes für das Enderzeugnis. Deshalb werden die Stähle für Elektrobleche ausschliesslich in Vakuumverfahren erzeugt, wo durch die Entkohlung, Desoxydation, Entgasung und Legieren grössere Sicherheit bei der Erzeugung und optimale Eigenschaften gewährleistet werden können.

SUMMARY

Manufacturing steel with 0.02 to 0.03 % carbon represents a difficult technological problem.

In oxidation of carbon being visually controlled the overoxidation of melt can easily occur. Oxidation of carbon at contents about 0.03 % C reaches the equilibrium conditions, and when CO formation ceases the iron commences to be oxidized if blowing of oxygen is not stopped in time. Steel thus can contain high amounts of oxygen which causes formations of a great amount of deoxidation products, and the plasticity of steel in hot rolling is reduced.

Introduction of the secondary refining in a basic-lined ladle under highly basic slag (oxidic one is completely separated by pouring over) enabled at intensive stirring with argon to clean the steel to such an extent that the

casting temperature of steel was reduced for 30° C, the stuffing of nozzles was eliminated, the sulphur content was reduced in average for 30 %, and in the same extent also the overall rejection. Scattering of results is substantial which gives clear evidence of difficulties in manufacturing and of still a high degree of uncertainty.

Experiments of treating steel in ladle with calcium showed that this method could solve the problem of hot plasticity of steel.

But the problem of too high carbon content for final product remains. Therefore only manufacturing steel in vacuum is the suitable method for electrical steel where decarburisation, deoxidation, degassing, and alloying enables higher certainty in manufacturing and the optimal properties of steel.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изготовление сталей с содержанием углерода от 0,02 до 0,03 % классическим способом представляет большое технологическое затруднение.

При окислении углерода, которое проверяем визуально, может произойти переокисление расплава. Надо сказать, что окисление углерода при содержании 0,03 % C приблизиться условиям равновесия, и как только реакция действия CO окончится то, если нам не удастся вовремя прекратить вдувание кислорода, наступит окисление железа. Поэтому сталь содержит большое количество кислорода, а вследствие этого образование большого количества продуктов раскисления, и недостаточная пластичность стали при горячей прокатки. С введением вторичного рафинирования в ковше с основной футеровкой под основным шлаком (окислительный шлак был полностью удален при переплавке) и при интенсивном перемешивании с аргоном удалось получить сталь

такой чистоты что дана была возможность выполнять литье с температурой 30 градусов ниже, устранить заклинивание сливных каналов и отверстий и уменьшить содержание серы и совокупного брака в среднем на 30 %.

Распыление результатов значительно; это указывает на затруднения при изготовлении стали и на всё ещё большую ненадежность. Опытные обработки стали с кальцием показали, что применение кальция могло бы разрешить вопрос пластичности при горячей прокатки. Проблемой останется всё ещё высокое содержание углерода конечного продукта. Поэтому плавки стали, предназначенные для применения в электротехнике надо вести в вакууме где обезуглероживание способствует раскислению, удалению газов и легированию. Таким образом можно иметь надёжности при изготовлении и оптимальные свойства стали.

Mehanizirana priprava livnih plošč

UDK: 669.18:621.746.395

ASM/SLA: D 95, 19d

Stanko Kovačič

Jeklarna Ravne uporablja sistem obračalnih livnih plošč za vlivanje ingotov do teže 2 t. Princip mehanizacije je grajen na osovi fiksiranja več kokil in lijaka na ploščo. Enota priprave kokil za indirektno vlivanje ni več ena kokila, temveč več na ploščo pritrjenih kokil. Utori za vlaganje kanalske opeke so na spodnji strani plošče. Ploščo lahko zidamo le tako, da jo obrnemo narobe.

Odlite ingote izpraznjevamo tako, da cel sistem kokil, oziroma odlito obračalno ploščo prenesemo na mesto za izpraznjevanje, kjer je namenski stroj za izpraznjevanje.

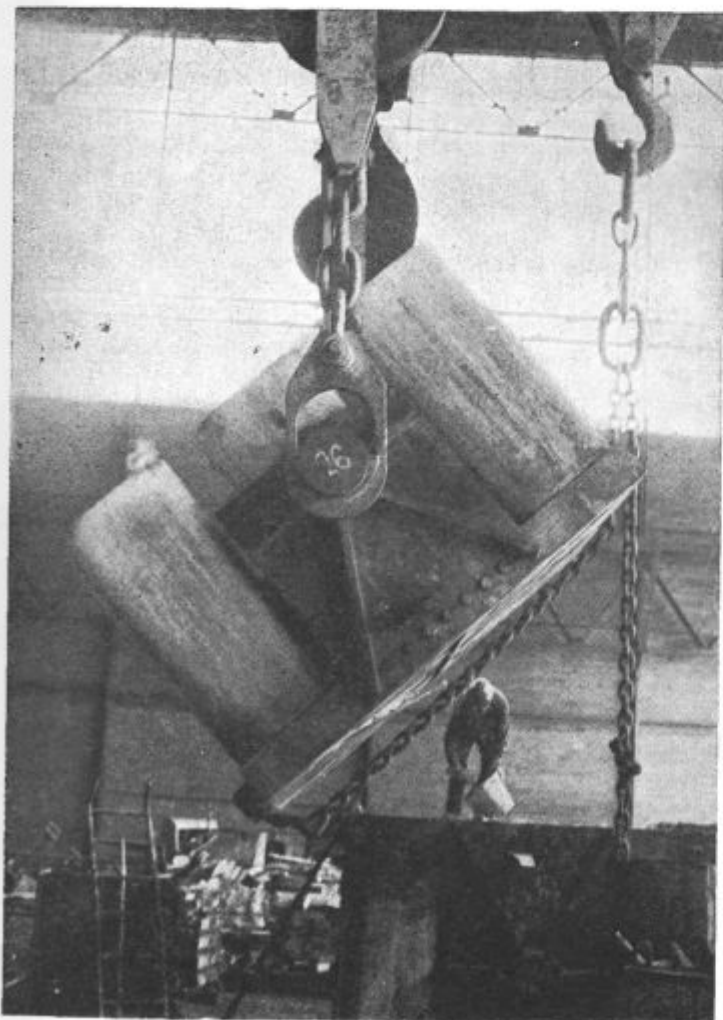
Sistem je uveden s ciljem izboljšati kakovost pri vlivanju, doseči večjo produktivnost za proiz-

vodnjo v starih malih obratih in zaradi humanizacije izvajanja jeklarskih aktivnosti.

1. UVOD

Metoda obračalnih livnih plošč je bila razvita v jeklarni Bofors na Švedskem.

Sistem je grajen na principu, da enota postavljanja ni več ena kokila, temveč sistem na ploščo privijačenih kokil. Na ploščo je privijačen tudi lijak in posebne ročke, ki služijo za obračanje in transport plošče.



Slika 1
Obračanje obračalne plošče
Fig. 1
Turning of the turn-over plate

Razlika od klasične izvedbe je ta, da so utori za kanalsko opeko (vlivni sistem) na talni strani plošče. Kanalske opeke pri zidanju plošče lahko vložimo le tako, da je plošča obrnjena. Videz plošče in obračanje je prikazano na sliki 1.

Glede na veličino formatov obstajata dve inačici izvedbe plošč; livna plošča z osmimi kokilami in livna plošča z dvanajstimi kokilami.

2. PRIČAKOVANE PREDNOSTI MEHANIZIRANE PRIPRAVE LIVNIH PLOŠČ

Odločitev za zamenjavo tehnologije od klasičnega dela z izgotavljanjem in rafiniranjem jekla v osnovnem agregatu do prehoda v zunajpečno rafinacijo prinaša določene koristi in postavlja gotove zahteve. Jeklo višjega nivoja kakovosti je potrebno tudi kakovostno uliti. Sprostitev osnovnih agregatov prinaša večjo proizvodnjo, a prostor v obratih ostaja isti, saj se hale v bistvu ne povečujejo. Tako je bilo nujno razmišljati tudi o iskanju novih tehnoloških premikov na področju priprave kokil, vlivanja in izpraznjevanja. Tudi napredovanje v smeri izboljšanja pogojev dela pri vlivanju je narekovalo večjo preorientacijo. Tako smo pristopili k spremembi tehnologije na področju vlivanja, da bi:

- povečali produktivnost,
- humanizirali pogoje dela — manj fizičnega napora,
- izboljšali kakovosti ingotov,
- zmanjšali izemt pri vlivanju,
- povečali vzdržnost kokil in dosegli
- večji izkoristek pri plastični predelavi.

— Istočasno smo zaradi zagona avtomatske kovaške GFM linije uvedli štiri nove formate ingotov pod 1100 kg, tako je prišlo do povečanja produkcije malih formatov. Večja preorientacija na področju vlivanja je tako postala osnovni pogoj.

Zeljeno rešitev nastalih problemov in postavljenih ciljev smo videli v uvedbi obračalnih livnih plošč.

3. ZIDANJE IN PRIPRAVA LIVNE PLOŠČE

Ohlajeno ploščo (še nad 100°C) vzamemo iz kome za čiščenje in hlajenje in jo obrnemo v pozicijo za zidanje ter postavimo na mesto za zidanje (slika št. 2).

Pred zidanjem ploščo očistimo malte, opeke in železa. Okrogla opeka, ki povezuje livni sistem s prostornino kokile, opremimo s pločevinastim tesnilom, zabijemo v odprtino in zalijemo z malto. V kanalske utore vložimo kanalsko opeko in fiksiramo z lesenimi zagozdami. Nato opeko zasujemo s peskom in premažemo z malto, tako da so utori za opeke poravnani z dnom plošče. Pri vstavljanju kanalske opeke premažemo sklepe opeke s kitom — lepilom, da je notranjost livnega sistema zaščitena.

Zazidano ploščo po naravnem sušenju (lastna temperatura) obrnemo in odnesemo na mesto za vlivanje, kjer je popolnoma ravna, očiščena podložna plošča. Na tem mestu se sestavi lijak in nastavijo kape ter izsesa livni sistem in kokile. Po vložitvi livnega praška je sistem pripravljen za vlivanje. Slika 3 prikazuje sestavljanje lijaka.

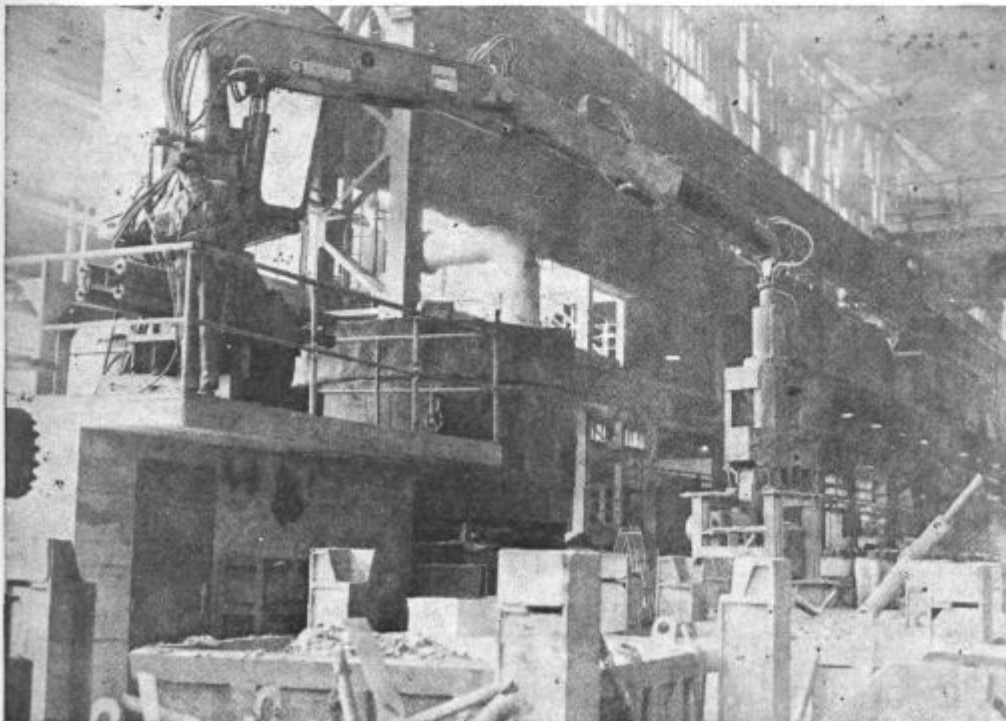


Slika 2
Zidanje plošče

Fig. 2
Bricking the plate



Slika 3
Postavljanje lijaka
Fig. 3
Setting the ingate



Slika 4
Stroj za
izpraznevanje
Fig. 4
Stripping machine



Slika 5
Rezanje korenine ingota
Fig. 5
Cutting ingot foot

Po odlitju in odrejenem času strjevanja snememo okvire kap in zgornji del lijaka. Ploščo odnesemo in položimo na posebno stojalo ob stroju za izpraznjevanje. Pod stojalom stoji zaboj za odpadno opeko, ki odpada pri izpraznjevanju. Na sliki 4 je prikazan stroj za izpraznjevanje. Ta je zelo okreten in elastičen.

Opremljen je s posebno glavo. Izpraznjevanje poteka tako, da glavo stroja postavimo na glavo ingota. Ob zapiranju klešč se ingot dviga in odtrga korenina. Ingot nato prenesemo na posebne škarje, kjer se odreže preostala korenina, nato ingot odložimo v košaro za prevoz. Rezanje korenine je prikazano na sliki 5.

Ob izvlačenju zadnjega ingota ga postavimo na lijačno korenino, tako da izpade cel livni sistem.

Prazno ploščo obrnemo, da izpadejo ostanki livnega prahu in kap, ter odnesemo v komoro za hlajenje in čiščenje. Komora za hlajenje je popolnoma avtomatizirana s časovnim relejem. Vročo ploščo najprej z močnim vodnim curkom očistimo. Po čiščenju ploščo izpostavimo ohlajevanju z zrakom in na koncu še z vodno prho. Po koncu procesa ohlajevanja se voz z ohlajeno ploščo avtomatsko pripelje iz komore. Plošča je pripravljena za ponovno obzidavo.

4. IZKUŠNJE POSKUSNEGA OBRATOVANJA

Prve poskuse mehanizirane priprave livnih sistemov smo pričeli v novembru 1981. Popoln prehod na tak način dela je bil izveden v mesecu maju 1982.

Pri uvajanju smo naleteli na tri področja problemov:

1. Sistem zahteva veliko pedantnega dela pri zidanju plošč in zmerno delo ves delovni čas.
2. Dimenzija in kakovost kanalskih opek mora biti zagotovljena na visokem nivoju.
3. Uspeh in pričakovane prednosti so najbolj odvisne od kakovosti kokilne litine.

Za sistem so predvidene kokile iz nodularne ali vermikularne litine.

Medtem ko smo prvi dve področji problemov v glavnem rešili, nam še vedno povzročata velike težave prehitro nastajanje globokih razpok na dnu kokile in občasno pokanje kokil.

Prvo nam povzročata težave pri tesnjenju livnega sistema, tako prihaja do zalivanja dna kokile in ingota ter nato do težav pri izpraznjevanju. Drugo

pa povzroča zalivanje sistema, kar ima za posledico težave, oziroma ogromno dela pri menjavi kokil in drugih elemenov na plošči.

Rešitev vidimo v dobri sodelavi s strokovnjaki iz štorske livarne, da čimprej osvojimo pravo kakovostno litino za tonamensko uporabo.

ZUSAMMENFASSUNG

Im Stahlwerk Ravne wird ein System der umkehrbaren Giessplatten für das Giessen von Blöcken bis zu 2 Tonnen angewendet. Bei diesem System werden die Kokillen und der Giesstrichter auf die Giessplatte festgemacht. Die Einheit bei der Vorbereitung ist nicht mehr die einzelne Kokille sondern mehr an die Giessplatte befestigten Kokillen. Die Nuten für das einlegen der Kanalsteine sind an der unteren Seite der Giessplatte. Die Giessplatte kann nur in der umgekehrten Lage gemauert werden.

Die abgegossenen Blöcke können nur so ausgezogen werden, dass die Giessplatte auf einen Platz gebracht wird wo sich eine Ausziehmaschine befindet.

Die Einführung dieses Systemes hatte das Ziel die Qualität des Giessens zu verbessern, Vergrößerung der Produktivität in den alten kleinen Betrieben und Erzielung grösserer Humanität bei der Ausführung der schweren Arbeit in den Giessbetrieben.

SUMMARY

Ravne Ironworks use the system of turn-over casting plates for casting ingots of up to 2 tons. The principle of the mechanized device of casting systems is based on fixing moulds and the ingate on a plate. Unit is no more a single mould but a number of moulds fixed to a plate. Grooves for inserting the bottomplate bricks are on the lower side of the plate. The plate can be bricked in the turned position.

The cast ingots can be stripped by transferring the whole plate to the stripping area where is the adequate machine.

The system was introduced to improve the quality in casting, to increase the output of old small plants, and to achieve lighter working conditions in steel plants.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сталеплавильный завод Железарна Равне употребляет для литья слитков веса до 2 т. систему поворотных литейных плит. Принцип механизированного устройства литейных систем построен на основании зафиксирования определенного количества изложниц и литейной воронки на литейную пластину. Таким образом конструктивную единицу больше не составляет отдельная изложница, а определенный ряд изложниц, прикрепленных на литейную пластину. Пазы для укладки фасонных кирпичей на-

ходятся на нижней стороны пластины. Это значит, что каменную кладку пластины надо выполнять только в вывернутом положении.

Отлитые слитки можно извлечь когда целую пластину вместе с изложницами перенесем на место для стрипования где находится предназначенное устройство для опораживания.

Цель введения такой системы: улучшить процесс литья, увеличить продуктивность в небольших и средних цехах и добиться более высшей гуманности при выполнении деятельности в сталеплавильном цехе.

O sestavi in lastnostih feritno-martenzitnih jekel

UDK: 669.14.018.2

ASM/SLA: AY-n

Borut Pretnar

1. SPLOŠNO O FERITNO-MARTEZITNEM JEKLU IN O NJEGOVI RAZVOJNI POTI

Za feritno-martenzitno jeklo se je v anglosaški, delno tudi v nemški, francoski in italijanski strokovni literaturi uveljavilo ime »dual phase«. Izraz feritno-martenzitno jeklo je sicer daljši, vendar iz strokovnih in jezikovnih vzrokov verjetno primernejši. Večino feritno-martenzitnih jekel bi lahko poimenovali tudi »interkritično žarjena« jekla, glede na posebno toplotno obdelavo.

Ideja o izdelavi jekla s feritno-martenzitno strukturo je vzniknila na Japonskem (1, 2). Za uporabo teh jekel se predvsem zanima avtomobilska industrija, ki zaradi pomanjkanja energije išče možnosti za zmanjšanje teže vozil ob zboljšani ali nespremenjeni trdnosti in varnosti (3). Trdnjša gradiva pa morajo za uspešno uporabo izpolnjevati še dodatni pogoj, da se namreč dajo predelovati brez bistvenih sprememb v tradicionalnih tehnologijah preoblikovanja in varjenja. Temu pogoju, ki ga narekujejo ekonomski dejavniki, pa martenzitno-feritna jekla v veliki meri ustrezajo.

Razvoj feritno-martenzitnih jekel se logično navezuje na intenziven razvoj mikrolegiranih konstrukcijskih jekel v zadnjih dveh desetletjih (4). Za razumevanje razvoja in za oceno lastnosti feritno-martenzitnih jekel je zato neogibno najprej na kratko opisati »tradicionalna« mikrolegirana jekla. Kot druga osnova za primerjavo lahko služijo tudi klasična ogljikova konstrukcijska jekla, ki pa jih tu ne bomo posebej opisovali.

Tradicionalna mikrolegirana jekla so pomirjena (redko polpomirjena) jekla, ki vsebujejo poleg klasičnih elementov približno v naslednjih količinah

% C: 0,05 — 0,18

% Si: 0,15 — 0,70

% Mn: 0,30 — 1,8

% P: ≤ 0,035

% S: 0,002 — 0,035

še Nb, V in Ti (posebej ali v nekaterih preišljenih kombinacijah) v količinah približno 0,02 — 0,06 % Nb, 0,02 — 0,1 % V in 0,08 — 0,20 % Ti.

Dodatek V spremlja navadno dodatek N v količinah do 0,025 %N. Pogosto vsebujejo ta jekla še dodatek, ki preprečuje plastično deformacijo sulfidnih vključkov v vzdolžne ploščice in s tem anizotropijo žilavosti in duktilnosti. Kot tak dodatek so se obnesli legirni elementi Ce, Zr, Ti, Te, pa tudi preprihanje s Ca. Včasih vsebujejo mikrolegirana jekla tudi legirne elemente, ki vplivajo na kinetiko premene avstenita pri ohlajevanju, n. pr. Cr, Mo, B v količinah pod 1 %. Seveda tudi Nb, V in Ti, če so raztopljeni v matrici, vplivajo na kinetiko premene.

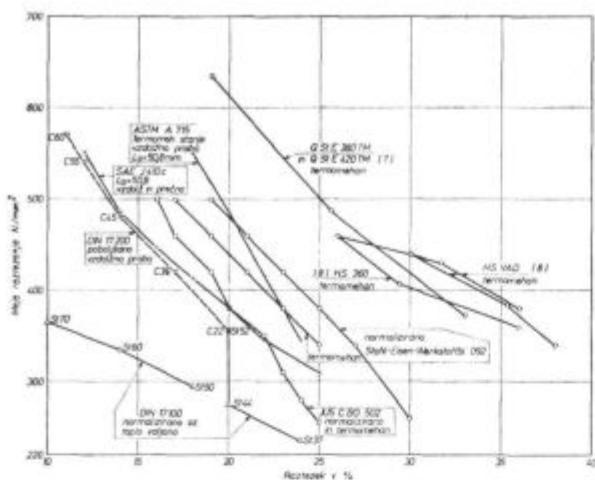
Vendar pa je najpomembnejši učinek elementov Nb, V in Ti ta, da s pomočjo izločevalnega utrjanja in omejevanja rasti zrn močno zvišajo mejo plastičnosti in nekoliko manj natezno trdnost pri razmeroma nizki vsebnosti ogljika. Pri tem mikrolegirano jeklo zadrži zadovoljivo duktilnost (raztezek, žilavost). Taka jekla se dajo do določene meje hladno oblikovati in zaradi nizke vsebnosti ogljika tudi dobro variti. Uporabljajo jih za visoko obremenjene dele (predvsem tovornih) vozil, za posode pod tlakom, za plinovode in naftovode, v ladjedelništvu, za vrtnalnice, za vrtalne ploščadi na morju itd.

Poudariti pa je treba, da za zahtevno preoblikovanje mikrolegirana jekla niso primerna in v tem oziru zaostajajo za klasičnimi nizkoogljiknimi jekli, ki so namenjena preoblikovanju.

Mikrolegirana jekla se dobavljajo v glavnem kot ploščati polproizvod (trak, pločevina), predvsem v toplo valjanem, včasih pa tudi v hladno valjanem stanju. Debela pločevina je navadno normalizacijsko žarjena ali pa »kontrolirano valjana«, t. j. valjana tako, da ima lastnosti, enakovredne normaliziranemu stanju. Toplo valjan trak in pločevina, debeline približno 3 — 16 mm, pa se običajno dobavlja v t. i. »termomehantično obdelanem« stanju. To pomeni, da je potek deformacije in temperature med valjanjem uravnan tako, da se dosežejo maksimalne trdnostne lastnosti.

Zgodovinski razvoj je potekal od klasičnih ogljikovih konstrukcijskih jekel preko mikrolegiranih do feritno-martenzitnih jekel. Stopnjevanje lastnosti k boljši kombinaciji trdnost-raztezek je razvidno med drugim s slik 1 in 2, kjer je prikazana primerjava trdnostnih lastnosti in raztezka, zajamčenih po standardih ali pa dejansko doseženih v praksi.

* dr. B. Pretnar, dipl. inž. IMV, Novo mesto



Slika 1

Primerjava garantiranih minimalnih vrednosti raztezka in meje plastičnosti za ogljikova konstrukcijska jekla in mikrolegirana jekla. Vključene so nekatere dejanske vrednosti (7, 8) mikrolegiranih jekel. Feritno-martenzitna jekla v tej sliki niso prikazana. Podatki veljajo za debeline 3...16 mm in za kratke proporcionalne probe ($L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$) poprečno na smer valjanja razen tam, kjer je posebej označeno drugače. Hladno valjana jekla niso vrčtana.

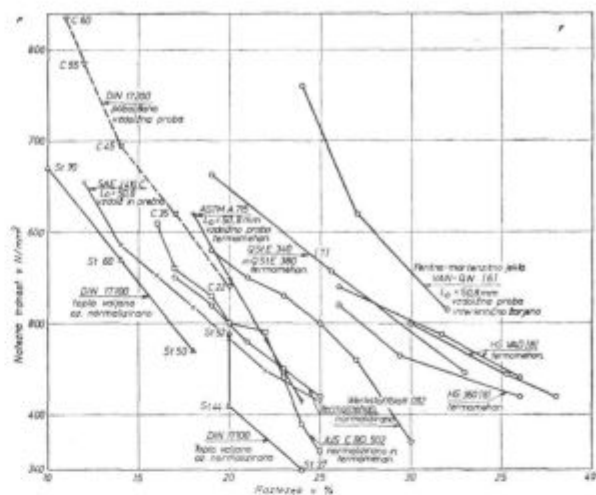
Fig. 1

Comparison of guaranteed minimal values of elongation and yield strength for carbon structural and microalloyed steel. Some actual values for microalloyed steel (7, 8) are included. Ferritic-martensitic steel in this graph is not presented. Data are valid for thickness 3 to 16 mm and for short proportional specimen ($L_0 = 5.65 \sqrt{S_0}$) transversally to the direction of rolling if not otherwise indicated. Cold rolled steel is not plotted.

Sliki 1 in 2 sta izčrpnije pojasnjeni v četrtem razdelku, zanimiva je zlasti sl. 2, ki vsebuje tudi dosežke feritno-martenzitnih jekel.

2. MIKROSTRUKTURA FERITNO-MARTENZITNIH JEKEL

Feritno-martenzitna jekla so po kemični sestavi pogosto zelo podobna tradicionalnim mikrolegiranim jeklom, čeprav so znani tudi primeri feritno-martenzitnih jekel povsem brez posebnih legiranih dodatkov, pri katerih dosegamo zaželjene lastnosti samo s pomočjo klasičnih elementov C — Mn — Si. Bistvena značilnost feritno-martenzitnih jekel je namreč njihova mikrostruktura, ki jim daje značilne lastnosti. Za razliko od tradicionalnih mikrolegiranih jekel, ki so feritno-perlitna, včasih tudi z večjim ali manjšim deležem bainita, imamo pri feritno-martenzitnih jeklih opraviti z disperzijo martenzitnih zrn v feritni matrici (slika 3). Ferit je navadno drobnozrnat. Namesto martenzita včasih nastanejo tudi druge strukturne sestavine, n. pr. bainit, del avstenita pa lahko ostane netransformiran kot zaostali avstenit. Pri tehnično uporabnih jeklih znaša delež ferita praviloma 75 — 90 prostorskih odstotkov.



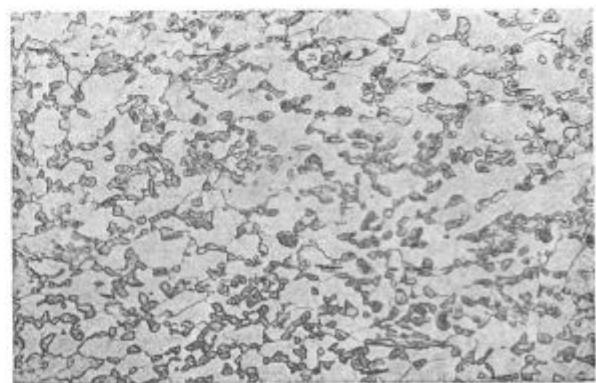
Slika 2

Primerjava minimalnih garantiranih vrednosti raztezka in natezne trdnosti za ogljikova konstrukcijska jekla in mikrolegirana jekla z nekaterimi dejanskimi vrednostmi za feritno-martenzitna in tradicionalna mikrolegirana jekla (6, 7, 8). Podatki veljajo za debeline 3...16 mm in za kratke proporcionalne probe ($L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$) prečno na smer valjanja razen tam, kjer je posebej označeno drugače. Hladno valjana jekla niso vrčtana.

Fig. 2

Comparison of minimal guaranteed values of elongation and tensile strength for carbon structural steel and microalloyed steel with some actual values for ferritic-martensitic and standard microalloyed steel (6, 7, 8). Data are valid for thickness 3 to 16 mm and for short proportional specimen $L_0 = 5.65 \sqrt{S_0}$ transversally to the direction of rolling if not otherwise indicated. Cold rolled steel is not plotted.

Značilno dvofazno strukturo, po kateri so »dual phase«, t. j. feritno-martenzitna jekla dobila svoje ime, dosežemo z žarjenjem v dvofaznem (»interkritičnem«) feritno-avstenitnem, področju, iz katerega jeklo dovolj hitro ohladimo, da pride do preme avstenitnega deleža v martenzit ali (redkeje) delno ali popolnoma v bainit. Gre torej za parcialno



Slika 3

Tiplična mikrostruktura feritno-martenzitnega jekla. Jedkano z nitalom, pov. 200 ×.

Fig. 3

Typical microstructure of ferritic-martensitic steel. Etched with nital, magn. 200 ×.

kaljenje s temperatur približno 740—840 °C, pri katerem z vsebnostjo ogljika in temperaturo žarjenja naravnavamo razmerje med feritom in martenzitom.

Vlogi ferita in martenzita se dopolnjujeta pri zagotavljanju mehanskih lastnosti. Martenzit skrbi za visoko natezno trdnost, medtem ko mnogo mehkejši ferit zagotavlja dobro duktilnost, merjeno n. pr. z raztežkom v nateznem preizkusu. Natezna trdnost in meja raztezanja (pri 0,2 % trajnega raztežka) feritno-martenzitnih jekel linearno rasteta s povečanjem odstotka martenzita v mikrostrukturi (slika 4) (5). Pri tem pa vsebnost ogljika v martenzitu v preiskanih mejah 0,3—0,6 % ne vpliva na trdnostne lastnosti. S preiskavo (5), ki je bila izvedena na laboratorijsko obdelanih jeklih sistema Fe—Mn—C, so prišli tudi do sklepa, da na natezno trdnost vpliva s svoje strani zrnatost feritne matrice, s stopnjo, ocenjeno na približno 8 MPa/mm^{-1/2}. Finozrnati (~10 μm) ferit naj bi tudi bil pogoj za visok raztezek.

Delež martenzita vpliva seveda tudi na duktilnost, izraženo z raztežkom (3): enakomerni raztezek pada z deležem martenzita, medtem ko to ne velja toliko za celotni raztezek do loma.

Vzroki za izjemno ugodno kombinacijo natezne trdnosti in raztežka kot mere za preoblikovalnost niso povsem pojasnjeni. Čeprav je jasno, da so feritno-martenzitna jekla neke vrste kompozitni material s komponentami, ki jim pripisujemo vpliv na trdnost (martenzit) in duktilnost (ferit), pa ni povsem jasno, čemu naj pripišemo izjemno visok koeficient utrjanja »n« in izjemno visok enakomerni in celotni raztezek. Visok raztezek je morebiti zvezan s tem, da se pri žarjenju v področju avstenita in ferita intersticijski elementi C, N (in

mogoče tudi H) koncentrirajo v avstenitu in po ohladitvi ostanejo v martenzitnih zrnih, medtem ko ferit ostane »čist«. To je v skladu z dejstvom, da dosežemo dober raztezek tudi pri feritno-perlitnih mikrolegiranih vakuumiranih jeklih (8) tipa HS-VAD, katerih rezultati so med drugim včrtani na sl. 1 in 2. Vakuumska obdelava, kot je znano, zniža vsebnost C, N in H v jeklu.

Substitucijsko raztopljeni elementi Si, Mn in eventualni dodatki V, Nb itd. po vsej verjetnosti ne dosežejo ravnotežne distribucije med žarjenjem, katerega trajanje se meri v minutah. Substitucijsko raztopljeni elementi difundirajo bistveno počasneje kot intersticijsko raztopljeni elementi.

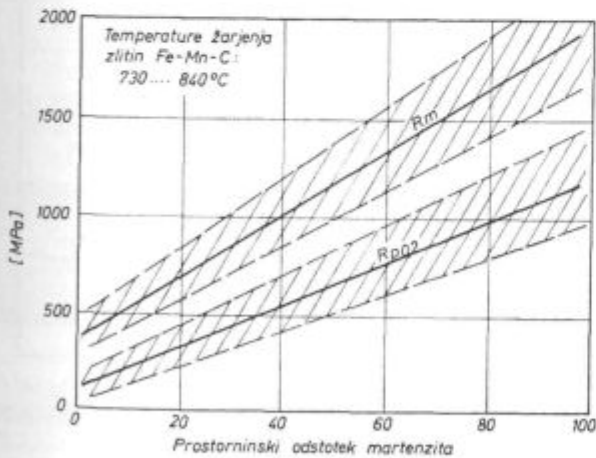
Poseben pomen za lastnosti ferita pripisujejo včasih visokemu številu dislokacij v feritu (3), zlasti ob mejah ferit-martenzit, kjer pride ob premeni avstenita v martenzit do lokalne plastične deformacije. V feritu je torej veliko gibljivih dislokacij še pred začetkom hladnega preoblikovanja. To je verjetno eden od vzrokov za odsotnost diskontinuirne meje raztezanja. Interakcija dislokacij med seboj pa je ena od razlag za visoko vrednost koeficienta utrjanja »n« in s tem za visok enakomerni raztezek.

Zanimivo je, da obstajajo jekla z »dual phase« strukturo tudi z drugačnimi strukturnimi sestavinami kot sta ferit in martenzit. Jeklo z eksotično sestavo 0,3 % C, 2 % Mn in 4 % Cr lahko ima »dual phase« strukturo avstenit-martenzit z ugodnimi lastnostmi (9), kjer vlogo duktilne faze prevzame avstenit, ki pa ga je samo nekaj odstotkov. Ista raziskava se ukvarja tudi s feritno-martenzitnim jeklom sestave 0,1 % C in 2 % Si in navaja poleg že prej omenjenih dejavnikov, ki vplivajo na lastnosti jekla, še naslednje okolnosti: površina martenzit/ferit je koherentna in elastične konstante ferita in martenzita so enake.

3. SESTAVA IN TOPLOTNA OBDELAVA FERITNO-MARTENZITNIH JEKEL

Sestava in toplotna obdelava sta med seboj tesno povezana vidika, ker mora biti sestava usklajena s tehnologijo obdelave. Poleg tega sta tako sestava kot tehnologija toplotne obdelave temeljnega pomena za ekonomske premisleke, o čemer bo govor v posebnem poglavju.

Za toplotno obdelavo so v začetku komercialne proizvodnje uporabljali kar kontinuirne linije za toplotno obdelavo nerjavnega ali elektro jekla ali pa take za nanašanje zaščitnih prekritij (n. pr. za kontinuirno pocinkanje). Nadaljnji razvoj je pripeljal posebej na Japonskem do razvoja kontinuirnih linij, prilagojenih posebej za toplotno obdelavo feritno-martenzitnega jekla (10). Glede na potrebe avtomobilske industrije, za katero se računa, da bo glavni odjemalec feritno-avstenitnega jekla, so linije konstruirane predvsem za obdelavo toplo ali hladno valjanega traku, debeline do približno 5 mm.



Slika 4

Meja raztezanja (0,2%) oziroma natezna trdnost v odvisnosti od vsebnosti martenzita; včrtana so približna področja raztrosa rezultatov.

Povzeto po članku (5).

Fig. 4

0.2% proof stress and tensile strength depending on the martensite content; approximate range of scattering of results is plotted. According to reference (5).

Sodobne linije omogočajo žarjenje v feritno-avstenitnem območju, po katerem sledi bolj ali manj intenzivno hlajenje s curki vode ali zraka (kaljenje) in često še popuščanje v območju 300—500 °C. Take sodobne linije imajo to prednost, da dosežejo zaželjene lastnosti tudi pri povsem nelegiranih nizkoogljčnih jeklih s sestavo 0,01—0,06 % C, 0,02—0,25 % Si, 0,2—1,5 % Mn, prav zaradi učinkovitega kaljenja z visoko hitrostjo ohlajanja.

Poudariti je treba, da doseganje feritno-martenzitne strukture samo po sebi ni dovolj za zagotavljanje optimalne kombinacije natezne trdnosti in raztezka. Pogosto je potrebno (ob dani sestavi jekla) skrbno uravnavanje parametrov toplotne obdelave za doseganje optimalnih lastnosti. Podatke o najbolj ugodnih parametrih toplotne obdelave (in včasih tudi o sestavi jekla) proizvajalci često skrivajo.

Tradicionalna mikrolegirana jekla so, historično gledano, služila kot izhodišče za razvoj feritno-martenzitnih jekel, zato ni čudno, da imajo včasih zelo podobno sestavo. Eden od najbolj znanih takih primerov je analogija med mikrolegiranim in feritno-martenzitnim jeklom na osnovi dodatka vanadija (6, 11, 12) v količini približno 0,1 % V. Ne glede na podobnost sestave pa se je treba zavedati, da V, Nb (in v nekaterih primerih eventualno še Ti) v feritno-martenzitnih jeklih nimajo enake vloge kot v tradicionalnih mikrolegiranih jeklih, kjer z izločevalnim utrjanjem zvišuje mejo raztezanja. Pri feritno-martenzitnih jeklih je v ospredju njihov vpliv na kinetiko premene avstenita («kaljivost») in morebiti tudi zaviranje rasti avstenitnih zrn med izdelavo (toplino valjanjem) in med kasnejšo toplotno obdelavo. Feritno-martenzitna jekla zato niso (tako kot mikrolegirana jekla) brezpojno navezana na dodatek Nb, V ali Ti.

Pač pa feritno-martenzitna jekla pogosto vsebujejo elemente, ki so znani kot klasični regulatorji kinetike fazne premene avstenita, n. pr. Cr in Mo, praviloma v količinah pod 1 %.

Ker so naprave za toplotno obdelavo drage ali pa jih je treba odtegniti prvotnemu namenu, je zelo privlačna zamisel o doseganju feritno-martenzitne strukture neposredno v toplo valjanem stanju. To velja seveda samo za tako območje debeline (> 2 mm), toleranc odstopkov debeline in kvalitete površine, ki se da doseči s toplino valjanjem brez naknadnega hladnega valjanja. Avtomobilska kolesa so n. pr. izdelek, za katerega toplo valjano stanje povsem zadostuje.

Znano je več precej uspešnih laboratorijskih in industrijskih poizkusov doseganja feritno-martenzitne strukture in ustreznih lastnosti neposredno iz toplega valjanja (8, 13, 14).

Italijanska raziskava (8) navaja kot orientacijo naslednjo sestavo:

- ≅ 0,09 % C
- ≅ 1,40 % Si
- ≅ 1,40 % Mn

- ≅ 0,015 % S
- ≅ 0,015 % P
- ≅ 0,70 % Cr
- ≅ 0,60 % Mo

z lastnostmi (verjetno povprečne vrednosti):

$R_{p0,2}$	305 N/mm ²
R_m	603 N/mm ²
A_5	27,7 %
r	0,78
n	0,21

V ameriško-kanadskih raziskavah (13, 14) se je obneslo jeklo s približno sestavo 0,06 % C, 0,9—1,4 % Si, 1,2—1,4 % Mn, 0,6 % Cr in 0,4 % Mo in z dodatkom Ce za kontrolo oblike sulfidnih vključkov. Pri debelini 2,3—3,4 mm je to jeklo do seglo natezno trdnost 650—710 N/mm² ob raztezu A_{Lo-50} 22—26 %, kar je neznatno slabše od rezultatov posebej toplotno obdelanega jekla.

Doseganje feritno-martenzitne strukture je po gojeno z obliko TTT diagrama za kontinuirno ohlajanje. Shematsko je ta diagram za omenjeno jeklo (13, 14) prikazan na sliki 5 (velja le za kinetiko premene **nedeformiranega** avstenita).

Diagram kaže naslednje značilnosti:

- izrazito področje tvorbe poligonalnega ferita, ki sega navzdol do 620 °C,
- k dolgim časom odmaknjeno področje tvorbe perlit,

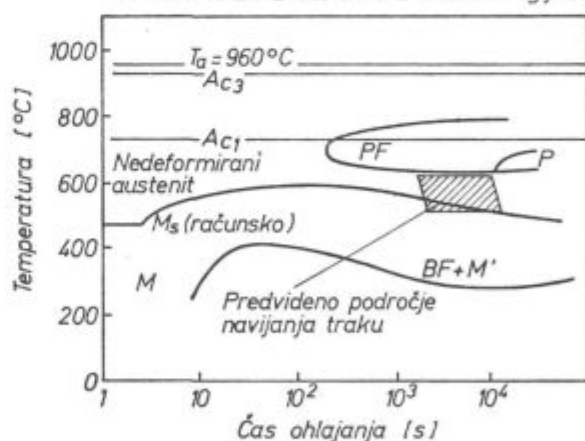
PF: poligonalni ferit

P: perlit

BF: bainitni ferit

M: martenzit s povprečno vsebnostjo ogljika

M': martenzit iz avstenita z zvišanim ogljikom



Slika 5

Diagram kinetike premene pri kontinuirnem ohlajanju avstenita za nedeformirano jeklo z 0,065 % C, 1,19 % Mn, 0,87 % Si, 0,38 % Mo, 0,61 % Cr, 0,064 % Al, 0,005 % N, 0,01 % P in 0,005 % S. Povzeto po članku (13).

Fig. 5

Diagram of transformation kinetics in continuous cooling of austenite for not deformed steel with 0,065 % C, 1,19 % Mn, 0,87 % Si, 0,38 % Mo, 0,61 % Cr, 0,064 % Al, 0,005 % N, 0,01 % P, and 0,005 % S. According to reference (13).

— presledek med področjem poligonalnega in bainitnega ferita, širok približno 75 °C, v katerem poteka navijanje traku v kolot.

Ob navijanju traku jeklo sestoji iz večjega dela poligonalnega ferita in manjšega dela netransformiranega avstenita, ki se po počasnem ohlajanju transformira končno v martenzit.

Glede na uspešno uporabo je zanimivo nekoliko podrobneje opisati prvo ameriško feritno-martenzitno jeklo, proizvedeno v komercialno zanimivem obsegu in preizkušeno v industrijski predelavi (6, 11, 12). Gre za vanadijevo jeklo z oznako VAN-QN («quasi normalized»), razvito iz mikrolegiranih jekel z oznakama VAN-80 in VAN-50, ki sta prilagojeni ameriškemu standardu SAE J 410 c s predpisanimi lastnostmi (tabela 1).

Tabela 1

Jeklo z oznako	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _{Lo=50} vzdolžno in prečno
SAE 950 X	≧ 345	≧ 448	≧ 22
SAE 980 X	≧ 550	≧ 655	≧ 12

VAN-50 in VAN-80 sta mikrolegirani toplo valjani jekli, debeline 2—10 mm s sestavo, navedeno v tabeli 2.

Tabela 2

Jeklo	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% V	% N
VAN-50	0,07 0,12	0,05 0,40	0,65 1,10	0,008 0,013	0,007 0,020	0,03 0,12	≧ 0,022
VAN-80	0,09 0,17	0,25 0,55	1,00 1,55	0,008 0,013	0,007 0,020	0,09 0,14	0,015 0,022

Vsebnost Al je znašala 0,03—0,06 %, dodan je bil tudi Ce za kontrolo oblike sulfidnih vključkov v količini 0,02—0,05 %.

Približne lastnosti jekla VAN-QN so navedene v tabeli 3 in na sliki 2.

Tabela 3

Oznaka jekla	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _{Lo=50} vzdolžno in prečno
VAN-QN (50)	310	≧ 515	≧ 32
VAN-QN (80)	345	≧ 620	≧ 27
VAN-QN (100)	380	≧ 760	≧ 24

Značilni so torej visoki raztezki pri visoki natezni trdnosti. Sestava teh jekel v članku ni posebej navedena, za kvaliteto 80 pa se da sklepati iz člankov (3, 12, 15) na naslednje vrednosti:

0,11 % C, 0,5—0,6 % Si, 1,4—1,5 % Mn, 0,05—0,1 % V in eventuelno 0,10 % Mo; Mo se dodaja verjetno za debelejši trak, ki se počasneje ohlaja.

Območje debeline z VAN-QN sega, glede na razpoložljivo tehnologijo toplotne obdelave (hitrost hlajenja), zaenkrat nekako do 5 mm (12). V splošnem pa leži večina produkcije feritno-martenzitnih jekel v območju debeline pod 2 mm (torej gre za hladno valjano pločevino), ker je namenjena za avtomobilske dele, za katere je taka debelina primerna. Pločevina v območju debeline 2—5 mm pa je toplo valjana. Na osnovi dosedanjih raziskav se da praktično uporabna feritno-martenzitna jekla razvrstiti v več legirnih tipov (3, 15):

a) *Jekla klasične sestave sistema C-Si*, eventuelno z dodatkom P za višjo trdnost, običajno pomirjena z Al. Taka sestava zahteva hitro hlajenje po žarjenju (eventuelno s curki vode) in naknadno popuščanje. Tehnologija take toplotne obdelave je bila zaenkrat razvita samo na Japonskem (10) pod imenom NKK-CAL. Tovrstna jekla imajo cenen vložek za taljenje (brez ferolegur), dajo se z lahkoto hladno valjati in imajo lepo površino. Pri temperaturi 170—250 °C (to je temperatura sušenja laka avtomobilskih delov), se s staranjem še nekoliko utrdijo na deformiranih mestih. Dosegajo natezne trdnosti 420—690 N/mm². Za učinkovitejše staranje se jeklom te vrste včasih dodaja N (3).

b) *Jekla sistema C-Si-Mn-V*, od katerih je najbolj značilen predstavnik že opisano jeklo VAN-QN. Za feritno-martenzitno strukturo je potrebno doseči hitrost ohlajenja 10—50 K/s, kar se da doseči tako s curki plina kot vode.

c) *Jekla sistema C-Si-Mn-Mo* s približno sestavo 0,1 % C, 0,5 % Si, 1,5 % Mn in dodatkom najmanj 0,15 % Mo. Ta je po ameriških cenitvah dražji od V, vendar omogoča uporabo nizkih hitrosti ohlajanja do 2,5 K/s (v območju 650—370 °C) in trdnost, ki je skoraj neodvisna od temperature žarjenja. V to družino jekel spada tudi že opisano jeklo, ki doseže feritno-martenzitno strukturo neposredno po toplem valjanju.

d) *Jekla sistema C-Mn-Si-Cr*; Cr tako kot Mo poveča prekaljivost jekla, čeprav manj kot Mo, zato pa je cenejši. Pri 0,3 % Cr se sme zmanjšati hitrost ohlajenja na 11 K/s, pri 0,5 % Cr celo na 3,3 K/s za doseganje feritno-martenzitne strukture (16).

Možne so seveda tudi kombinirane vrste jekel, n. pr. z istočasnim dodatkom Mo in Cr (8). V članku (3) so opisana tudi jekla z dodatki Mo-V, Mo-Nb, z dodatkom Ti in z dodatkom N za utrditev s staranjem po deformaciji v zahtevano obliko.

Vendar je večina teh jekel, razen jekla z Mo-Cr (8), značilna za zgodno razvojno obdobje. Primeri komercialno in obenem tehnološko zanimivih jekel so prikazani v tabeli 4, povzeti po članku (3). Še novejši pregled o proizvajalcih in tipičnih sestavah daje članek (17).

Zaradi zagotavljanja varivosti (predvsem pri točkovnem varjenju) je vsebnost C omejena na približno 0,1 % C.

Pri japonskih jeklih iz sestavinskega sistema C-Si-Mn-P gre za trak do 1,8 mm debeline, toplotno

Tabela 4

Jeklo št.	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	V	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _{Lo=50} %	R _{p0,2} R _m
Na Japonskem											
1	0,07	0,02	0,32	0,01				284	424	36	0,67
2	0,06	0,68	0,31	0,06				383	532	31	0,72
3	0,07	0,98	0,42	0,07				457	632	26	0,72
4	0,07	1,05	0,73	0,01				522	693	26	0,75
5	0,09	0,44	1,54					368	554	33	0,66
6	0,08	0,26	2,04					353	657	28	0,54
7	0,06	0,40	1,40					310	530	24	0,58
V ZDA											
8	0,10	0,5	1,4			0,15		310	655	30	0,47
9	0,11	0,6	1,5				0,06	345	655	30	0,53
10	0,11	0,6	1,4			0,10	0,07	345	621	31	0,55
11	0,07	0,9	1,2		0,60	0,40		380	655	24	0,58

obdelan na posebej za to prirejeni računalniško krmiljeni kontinuirni liniji. Prvotna toplotna obdelava je vključevala kaljenje s curki vode (> 2000 K/s), pozneje je bila hitrost hlajenja zmanjšana na približno 30 K/s (hlajenje s curki plina) in s tem dosežena boljša duktilnost. Kaljenju sledi praviloma popuščanje pri 300–500 °C v trajanju manj kot pet minut, kar med drugim zviša razmerje med mejo raztezanja in natezno trdnostjo. Trajanje samega žarjenja pred kaljenjem je tudi razmeroma kratko (velikostni red minut), kar ugodno vpliva na finostrukturnost strukture.

Ameriška jekla, navedena v tabeli, vsebujejo zaradi drugačne tehnologije toplotne obdelave (bolj počasno hlajenje) razmeroma drage legirne dodatke (Mo, V), vendar dosegajo v primerjavi z japonskimi višje natezne trdnosti in zelo dobre raztezke. Uveljavlja se prepričanje, da leži, ne glede na legirni koncept feritno-martenzitnih jekel, optimalna hitrost hlajenja v območju 10–50 K/s (3). Kot kriterij za optimizacijo je v tem primeru mišljena uravnoteženost med natezno trdnostjo in raztezkom.

Na kaljivost feritno-martenzitnih jekel se da (razen z legirnimi elementi) vsaj teoretično vplivati tudi s temperaturo žarjenja: čim nižje leži v avstenitno-feritnem območju, tem več C vsebuje avstenit, ki je zato tem bolj »kaljiv«. Vendar se to v praksi ne obnese vedno (12).

Večina v tabeli navedenih jekel ima lastnost, da se jim po deformaciji in staranju pri ogrevnem ciklusu 170 °C/20 min povišajo trdnostne lastnosti. Ogrevni cikel je tipičen za sušenje, oz. utrjanje laka na avtomobilskih delih, kot so n. pr. odpreški za karoserijo.

V zvezi s toplotno obdelavo je treba še omeniti, da žarjenje pred kaljenjem poteka včasih v povsem avstenitnem temperaturnem območju, bodisi kot prva stopnja toplotne obdelave, po kateri se temperatura spusti v avstenitno-feritno območje

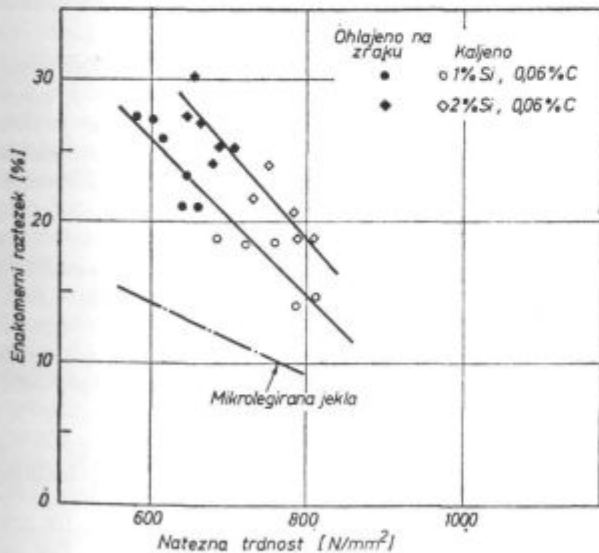
(3), bodisi kot neposredno žarjenje pred kaljenjem na feritno-martenzitno strukturo (18). Laboratorijska študija (18) obravnava jekla sistema Mn-Si z ločenimi dodatki Cr, Mo in V, žarjena »interkritično« v feritno-avstenitnem območju in »superkritično« v avstenitnem območju. Sklep študije je, da je »interkritično« žarjenje ugodnejše in da daje nekoliko boljši raztezek ob enaki natezni trdnosti in da bi tudi utegnil cenejši Cr uspešno zamenjati V, seveda ob primerno modificiranih pogojih toplotne obdelave.

Med legirnimi elementi zasluži zaradi razmeroma nizke cene posebno pozornost Si. Laboratorijska študija (19) proučuje učinek Si v količini 0,04–1,44 % v jeklu z 0,11 % C in 1,5 % Mn. Si kot substitucijsko raztopljeni element močno utrjuje ferit, natezna trdnost se veča približno po stopnji 83 N/mm²/% Si. Natezna trdnost preizkušenih jekel je bila od 450–820 N/mm², glede na dodatek Si in način toplotne obdelave, ki je bil obenem raziskan. Hitrost ohlajanja po kaljenju se je gibala v območju 3–200 K/s (upoštevano v intervalu 760–480 °C) glede na uporabljeni hladilni medij: mirujoč zrak, zračni tok, vroča slanica, olje, hladna slanica. Večja hitrost hlajenja ima jasen vpliv na povečanje natezne trdnosti. Po grobi oceni znaša ta vpliv 120–140 N/mm² prirastka natezne trdnosti pri desetkratnem povečanju hitrosti hlajenja. Vendar povečana hitrost hlajenja lahko poslabša duktilnost (merjeno s koeficientom utrjanja »n« in enakomernim raztezkom). V isti študiji (19) so raziskane lastnosti feritno-martenzitnega jekla s sestavo 0,13 % C, 1,56 % Mn in 0,63 % Si z dodatkom in brez dodatka 0,04 % V. Dodatek 0,04 % V poveča natezno trdnost za približno 35 N/mm² ob rahlem zmanjšanju razteзка za približno 1 %. Tudi če upoštevamo to zmanjšanje, ima jeklo še vedno odlično kombinacijo razteзка in natezne trdnosti (min. 32 % (A_{Lo=50}) pri 620 N/mm² in min. 28 % (A_{Lo=50}) pri 690 N/mm²). To je boljše od vseh rezultatov, vrtanih v sliki 2.

Vendar pa je v tem primeru šlo za laboratorijsko raziskavo, katere rezultati se verjetno ne dajo prenesti v proizvodno prakso. Po podatkih iste študije (19) so bili v proizvodnji doseženi (z jeklom nespecificirane sestave) naslednji rezultati: $30 \pm 2\%$ pri 620 N/mm^2 oziroma $28 \pm 2\%$ pri 690 N/mm^2 . To se še vedno lahko primerja z rezultati za VAN-QN, vrčtanimi na sliki 2.

Z oceno učinka elementov P, Si, Cr, Mo in V se ukvarjata tudi članka (12, 20). Avtorja menita, da P sicer učinkovito zviša natezno trdnost, vendar v nesprejemljivem obsegu znižuje raztezek. Učinek Si je prikazan na sliki 6, učinek Cr, Mo in V pa na slikah 7 in 8. Opozoriti je treba, da je na slikah 6 in 8 kot spremenljivka upoštevan enakomerni raztezek, ki je približno za 6 enot manjši od minimalne vrednosti celotnega razteзка ($A_{L0=50}$) pri pretrgu preizkušanca (6).

O učinku legirnih elementov Mn, Si, Cr in Mo in hitrosti hlajenja je govor tudi v članku (21). Sestave preiskanih, v laboratoriju staljenih jekel so se gibale v območju $0,04\text{--}0,13\%$ C, $1,1\text{--}1,9\%$ Mn, $0,6\text{--}1,2\%$ Si, do $0,3\%$ Cr in do $0,1\%$ Mo. Tudi v tej raziskavi se je izkazalo, da optimalne hitrosti ohlajanja v intervalu $700\text{--}500^\circ\text{C}$ leže v območju $20\text{--}50 \text{ K/s}$. Vendar je glede na to, da v komercialni proizvodnji včasih dosežemo le $5\text{--}20 \text{ K/s}$, potrebno temu prilagoditi sestavo. Članek priporoča v takih primerih okoli $0,1\%$ C, $0,9\text{--}1,2\%$ Si, do največ $1,5\%$ Mn, pri ohlajevalnih hitrostih pod 5 K/s pa še $0,1\%$ Mo. Mn nad $1,5\%$ naj bi povzročal trakavost; če ga vseeno potrebujemo do $1,8\%$, ga lahko nadomestimo z ena-



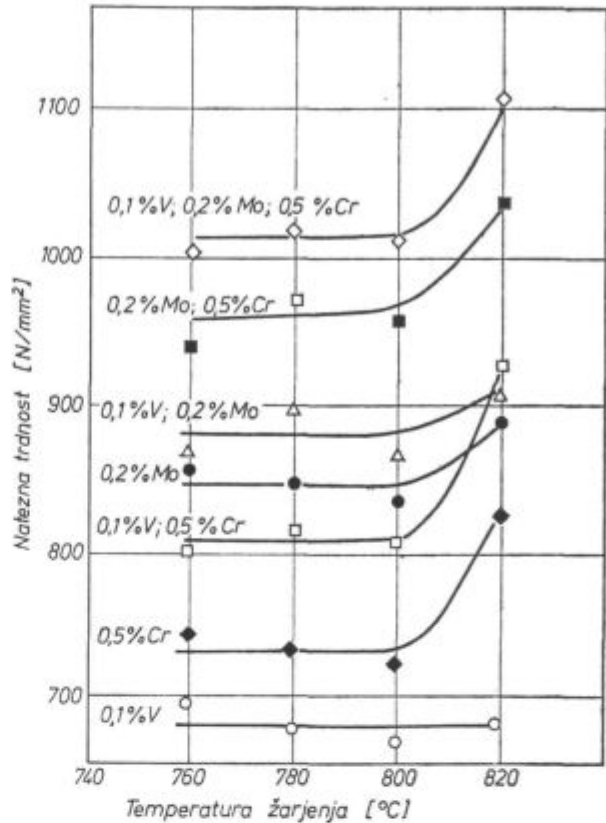
Slika 6

Enakomerni raztezek v odvisnosti od natezne trdnosti za nekatera silicijeva feritno-martenzitna jekla v primerjavi s tradicionalnimi mikrolegiranimi jekli.

Povzeto po članku (12).

Fig. 6

Uniform elongation depending on the tensile strength for some silicon ferritic-martensitic steel compared with standard microalloyed steel. According to reference (12).



Slika 7

Vpliv legirnih dodatkov in temperature žarjenja na natezno trdnost preizkušancev iz laboratorijskih talin z osnovno sestavo $0,11\%$ C, $1,4\%$ Mn in $0,5\%$ Si.

Povzeto po članku (12).

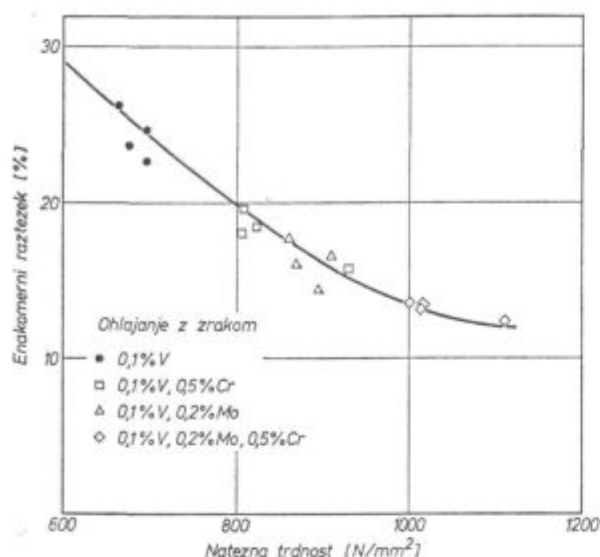
Fig. 7

Influence of alloying additions and the annealing temperature on the tensile strength of specimens from laboratory melts with basic composition of $0,11\%$ C, $1,4\%$ Mn and $0,5\%$ Si. According to reference (12).

kim odstotkom Cr, t. j. $1,5 \text{ Mn} + 0,3\%$ Cr. Vpliv C na natezno trdnost je zelo močan in tem močnejši, čim višja je hitrost ohlajanja, kar se ujema z ugotovitvami študije (19). Tudi Si, Mn in Cr (kot nadomestek za Mn) jasno povečujejo natezno trdnost. Avtorja priporočata omenjeno optimirano sestavo, pri kateri naj bi bila najbolj uravnotežena natezna trdnost in raztezek in ki naj bi povzročala najmanj občutljivosti za spremembe parametrov toplotne obdelave. To pomeni, da bi lastnosti ostale razmeroma stabilne, ne glede na vedno prisotne nekontrolirane vplive, ki spreminjajo parametre toplotne obdelave.

4. MEHANSKE IN TEHNOLOŠKE LASTNOSTI IN UPORABA FERITNO-MARTENZITNIH JEKEL

Za mehanske lastnosti in parametre nateznega preizkusa so v članku dosledno uporabljene oznake po ISO, katerih uveljavitev lahko v kratkem pričakujemo tudi v Jugoslaviji. Zbrane so n. pr. v



Slika 8

Enakomerni raztezek v odvisnosti od natezne trdnosti preizkušancev iz laboratorijskih talin z osnovno sestavo 0,11 % C, 1,4 % Mn in 0,5 % Si. Povzeto po članku (12).

Fig. 8

Uniform elongation depending on the tensile strength of specimens from laboratory melts with basic composition of 0.11 % C, 1.4 % Mn, and 0.5 % Si. According to reference (12).

DIN 50145, tabela 3, nekatere najpomembnejše pa so:

- R_{eL} , R_{eH} — zgornja, oziroma spodnja (diskontinuirna) meja plastičnosti
- $R_{p0,2}$ — meja plastičnosti pri 0,2 % trajnega razteza
- R_m — natezna trdnost
- A — raztržni (celotni) raztezek
- A_g — enakomerni raztezek

Mehanske in tehnološke lastnosti so najbolj odvisne od mikrostrukture. Značilnosti mehanskih lastnosti lahko strnemo v naslednji opis:

— visoka natezna trdnost, ki pri komercialnih proizvodih dosega približno 650 N/mm² pri razmeroma nizki meji plastičnosti $R_{p0,2}$. Koeficient $R_{p0,2}/R_m$ znaša običajno 0,45–0,60.

— Kontinuirna deformacija pri nateznem preizkusu, t. j. odsotnost diskontinuirne meje plastičnosti.

— Visok koeficient utrjanja »n«, ki ima za posledico visok enakomerni raztezek A_g (in s tem tudi celotni raztezek do pretrga) ter visoko natezno trdnost. Vrednost koeficienta utrjanja je odvisna nekoliko od eksperimentalnega načina določanja in leži običajno nad 0,20.

Imamo torej opraviti z lastnostmi, od katerih zlasti zadnji dve ugodno vplivata na preoblikovalnost jekla in za doseganje katerih se n. pr. pri klasični hladno valjani pločevini posebej trudimo.

Primerjava meje plastičnosti in natezne trdnosti ob upoštevanju razteza pri nateznem preizkusu je prikazana na slikah 1 in 2 za klasična ogljikova mikrolegirana in na sliki 2 tudi za feritno-martenzitna jekla. V primerjavi meje plastičnosti na sliki 1 feritno-martenzitna jekla niso upoštevana, ker imajo sorazmerno nizko mejo plastičnosti $R_{p0,2}$ in se utrdijo eventuelno šele med preoblikovanjem. Pač pa imajo ta jekla izredno natezno trdnost.

Za konvencionalna ogljikova in mikrolegirana jekla obstajajo standardi, ki predpisujejo minimalne zajamčene lastnosti. Le-te so na slikah 1 in 2 tudi vrtane obenem z nekaterimi praktično doseženimi vrednostmi za mikrolegirana in feritno-martenzitna jekla (6, 7, 8). Standardov z zajamčenimi minimalnimi lastnostmi za feritno-martenzitna jekla zaenkrat še ni, ker je razvoj teh jekel še v teku. Za pravilno vrednotenje podatkov na slikah 1 in 2 je treba dodati več pojasnil: Podatki, ki so povzeti po standardih in po članku (6), se nanašajo na spodnjo (zajamčeno) mejo, podatki iz člankov (7) in (8) na srednje vrednosti. Celotno področje raztrosa je široko običajno 4–6 enot razteza in zaradi preglednosti ni nikjer vrtano.

Stevilčna vrednost razteza je kot mera za duktilnost odvisna od orientacije preizkušanca (vzdolžno, prečno na smer valjanja) in od merne dolžine, ki je bodisi sorazmerna kvadratnemu korenu iz ploščine preseka preizkušanca ali pa konstantna predpisana vrednost v mm. Razen tega vpliva na raztezek (in na trdnostne lastnosti) tudi narava jekla in stanje po toplotni obdelavi, kar je na slikah posebej označeno. Ker razni standardi predpisujejo različne načine preizkušanja, je potrebno orisati možnosti za primerjavo.

Raztezek na preizkušancu, odvzetem prečno na smer valjanja, je praviloma manjši za 1–5 enot od razteza na vzdolžnem preizkušancu. Pri jeklih s kontrolirano (nerazvlečeno) obliko sulfidnih vključkov se ta razlika zmanjša ali izgine. Mnoga komercialna feritno-martenzitna jekla, na primer VAN-QN, vsebujejo dodatke za kontrolirano obliko vključkov, n. pr. 0,02–0,05 % Ce. V Evropi najvažnejši standardi predpisujejo prečno odvzete preizkušance. V ZDA so često predpisani preizkušanci v vzdolžni ali pa v obeh smereh, če je ena šibkejša in je treba zagotoviti minimalno predpisano vrednost, ne glede na smer preizkušanja. Termomehnično obdelana mikrolegirana jekla so n. pr. znana po tem, da imajo v prečni smeri za 20–50 N/mm² višjo mejo raztezanja R_{eH} . Evropski standardi, ki predpisujejo preizkušanje v prečni smeri, pa po navadi ne vsebujejo nobenega opozorila, da je jeklo v vzdolžni smeri šibkejše. Ob robu naj še omenimo, da je jugoslovanski standard za mikrolegirana jekla JUS C. BO.502 razmeroma popustljiv glede trdnostnih lastnosti (prim. sl. 1 in 2), pa tudi glede polmera upogibnega preizkusa. Primerjava razteza na kratkem proporcionalnem preizkušancu ($L_0 = 5,65 \cdot S_0$), ki je udomačen v Evropi, z raztekom na preizkušancu s stalno merno dolžino 50 mm

(pravzaprav 50,8 mm = 2"), ki je v navadi v ZDA, je tabelarično navedena v osnutku standarda, ISO/DIS 2566. Odtod lahko na kratko povzamemo, da sta si oba raztezka pri debelinah pločevine okoli 5 mm približno enakovredna. Pod to debelino (tj. v območju, ki pride v poštev za komercialno feritno-martenzitna jekla) pa velja pri jeklu enake duktilnosti, da je $A_{L_{0=50}} < A_5$. Pri debelini 4 mm znaša razlika 2—4 enote, pri debelini 3 mm pa že 5—7 enot. Obratno velja n. pr. pri debelini 15 mm, da je $A_{L_{0=50}} > A_5$ za približno 6 enot.

Na slikah 1 in 2 niso zajeta hladno valjana jekla tradicionalnih in mikrolegiranih vrst, zato tudi ni podatkov o območju debeline pod 3 mm, kjer veljajo spet drugačni, posebni premisleki. Pomembna je v tej zvezi ugotovitev (6), da ima feritno-martenzitno jeklo, ne glede na to, ali je samo toplo ali tudi hladno valjano (ali celo toplo pocinkano), enako kombinacijo natezne trdnosti in raztezka. Ta ugotovitev nekoliko olajša primerjavo in odlikuje feritno-martenzitna jekla pred mikrolegiranimi jekli, kjer v hladno valjanem stanju ni mogoče doseči enakih trdnostnih lastnosti kot v toplo valjanem stanju.

Hladno valjanje je neizogibno pri debelinah pod pribl. 2 mm (avtomobilski deli), včasih tudi pri večjih debelinah, če se pokaže potreba po ozkih tolerancah debeline in po posebni kvaliteti površine.

Rezultati za feritno-martenzitna jekla, včrtani na sl. 2, kažejo, da ta jekla dosegajo izjemno visok raztezek, če jih primerjamo z ostalimi jekli s podobno natezno trdnostjo. Iz visoke vrednosti raztezka lahko sklepamo na ugodno preoblikovalnost ob visoki natezni trdnosti. Meja plastičnosti je pri feritno-martenzitnih jeklih v nedeformiranem stanju razmeroma nizka. To lahko ugotovimo iz primerjave koeficienta $R_{p0,2}/R_m$, ki znaša pri feritno-martenzitnih jeklih 0,45—0,65 z ustreznim koeficientom R_{eH}/R_m , ki znaša pri ogljikovih konstrukcijskih jeklih 0,6—0,7, pri mikrolegiranih jeklih v termomehanično obdelanem stanju pa celo $\geq 0,75$. Feritno-martenzitna jekla pridobe torej svojo kvaliteto šele po preoblikovanju, ko se zaradi deformacije utrdijo na vrednosti, ki ležijo nad konvencionalno mejo raztezanja $R_{p0,2}$, seveda pod pogojem, da plastična deformacija res znaša več kot 0,2 %. Zato je pomembno, da konstruktor preoblikovanega dela (n. pr. avtomobilskega odbijača ali kolesa) in tehnolog za preoblikovanje sodelujeta in usmerita večjo plastično deformacijo v bolj obremenjena območja.

V zvezi s tem je potrebno še poudariti, da je za uvedbo predelave in uporabe feritno-martenzitnih jekel odločilna okolnost, da se feritno-martenzitna jekla v mnogih primerih dajo preoblikovati na istih orodjih kot običajna nizkoogljikna jekla, namenjena za preoblikovanje (3, 11). Pri mikrolegiranih jeklih z njihovo visoko in diskontinuirno mejo plastičnosti se to ne da doseči, in to je tudi eden

od razlogov, da se niso bolj uveljavila. Prilaganje orodij je namreč drag in tehnološko zahteven poseg.

Kot merilo za sposobnost za preoblikovanje se poleg raztezka mnogokrat navaja t. im. »spring back« (»odskok« ali elastični del deformacije pri preoblikovanju), ki je odvisen med drugim od poteka krivulje napetost-deformacija in raste z mejo plastičnosti. Prevelik »spring back« lahko povzroči, da odprešek ne ustreza več predpisanim dimenzijskim tolerancam. V takem primeru je treba orodje za preoblikovanje primerno prilagoditi. »Spring back« je odvisen seveda precej od oblike odpreška in ni samo lastnost materiala. Podrobnejše študije s primerjavo obnašanja raznih materialov pri preoblikovanju v enostavno oblikovane preizkušance so bile izvedene zlasti na Japonskem (20, 22, 23, 24). V članku (22) je omembe vredna še ugotovitev, da imajo feritno-martenzitna jekla v primerjavi z mikrolegiranimi jekli bolj izotropne lastnosti, merjene vzdolžno, prečno in diagonalno na smer valjanja.

Med lastnostmi, ki so značilne za material in za njegovo sposobnost preoblikovanja, je treba ugotoviti poleg meje plastičnosti, natezne trdnosti in raztezka še nekatere druge lastnosti in kriterije:

— Enakomerni raztezek A_g (t. j. raztezek do dosega natezne trdnosti in začetka lokaliziranega tanjšanja preizkušanca). Feritno-martenzitna jekla imajo razmeroma visok enakomerni raztezek, v primerjavi z mikrolegiranimi jekli celo do dvakrat večji (3). Tipične vrednosti so razvidne s slik 6 in 8.

— Koeficient utrjanja pri plastični deformaciji »n«, ki je tesno povezan z enakomernim raztezkom in katerega vrednost je nekoliko odvisna od metode določanja. Feritno-martenzitna jekla kažejo visoke vrednosti »n« v območju 0,20—0,26 (3), kar je več kot pri klasičnih nizkoogljiknih ali pri mikrolegiranih jeklih in ugodno vpliva na sposobnost preoblikovanja.

— Koeficient anizotropije »r«, ki je značilen za sposobnost preoblikovanja pri globokem vleku, kjer se pločevina v eni smeri razteguje, pravokotno na to smer pa krči. Ta koeficient zavzema pri feritno-martenzitnih jeklih vrednosti 1—1,1 (3), kar je približno enako kot pri mikrolegiranih jeklih in znatno slabše kot pri klasičnih nizkoogljiknih hladno valjanih jeklih ($r = 1,0—1,8$).

— Krivulja mejnih deformacij (KMD) je krivulja, ki nam kaže, kakšne deformacije lahko prenese pločevina istočasno v dveh pravokotnih smereh, v smeri največje in najmanjše deformacije, pri čemer je zadnja lahko tudi negativna, če gre za t. im. globoki vlek. Lega KMD je odvisna razen od materiala tudi od debeline pločevine in nekoliko tudi od metode določanja. KMD za feritno-martenzitna jekla leži v primerih, ki so bili do sedaj raziskani, n. pr. pri jeklu VAN-QN s 552 N/mm² natezne trdnosti, znatno ugodneje kot pri mikrolegiranih jeklih enake trdnosti, vendar še vedno

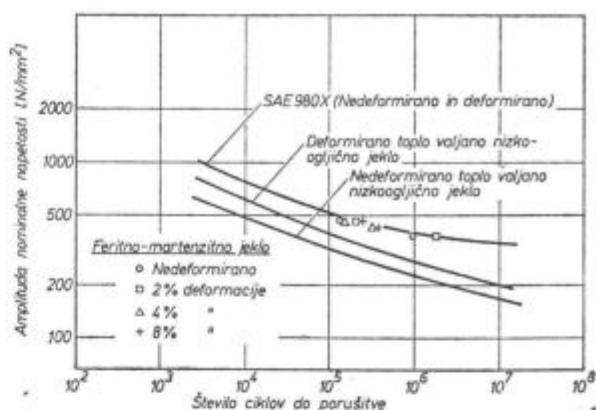
ne dosega klasičnih toplo ali hladno valjanih nizkoogljčnih jekel (6). To velja predvsem za področje, kjer je manjša deformacija pozitivna (t. j. raztegotanje v obeh smereh). Ta način deformacije je precēj običajen pri oblikovanju avtomobilskih delov, kjer se manjša deformacija giblje v območju + 20 do - 10 %. Pripadajoča večja mejna deformacija v pravokotni smeri pa leži približno med 40 in 55 % (3,6) z minimalno vrednostjo 40 % večje deformacije, pri vrednosti manjše deformacije nič. Ob teh podatkih žal ni navedena debelina pločevine, ki brez dvoma vpliva na rezultate.

— Koeficient občutljivosti na hitrost deformacije »m« leži pri feritno-martenzitnih jeklih v območju 0,002—0,01 (14, 21), kar se bistveno ne razlikuje od vrednosti za mikrolegirana jekla. Visok koeficient »m« bi bil koristen za odpornost proti hitrim deformacijam, n. pr. pri avtomobilskih odbijačih. V članku (20) pa je mogoče najti podatek, da se natezna trdnost feritno-martenzitnih jekel zviša pri hitrejši deformaciji in da je ta pojav bolj izražen pri feritno-martenzitnem jeklu kot pri mikrolegiranem jeklu SAE 980 X (opisanem na str. 115). Po mnenju raziskovalcev pri Fordu (20) je absorbcija energije pri hitri plastični deformaciji v dobri korelaciji z natezno trdnostjo.

— Cela vrsta več ali manj empirično določenih preoblikovalnih kriterijev, kot so n. pr. globitev s trni raznih oblik in premerov, podobno kot pri preizkusu po Erichsensu, upogibno-natezni preizkusi okrog trnov, katerih premer je v določenem razmerju z debelino preizkušanca, natezni preizkušanci z zarezi, ocena s pomočjo zmnožka raztezka (ali enakomernega raztezka) in natezne trdnosti itd. Vsi ti preizkusi se lahko izkažejo koristni v posameznih primerih, ko neposredno primerjamo različna jekla ali kadar ugotovimo nedvoumno korelacijo med ustreznostjo tehnološkim zahtevam v proizvodnji in rezultati teh empiričnih preizkusov, oziroma kriterijev.

Pri oceni sposobnosti preoblikovanja feritno-martenzitnega jekla pride študija (20) do sklepa, da se da feritno-martenzitna jekla s 650 N/mm² natezne trdnosti bolje oblikovati kot mikrolegirano jeklo SAE 950 X z natezno trdnostjo 450 N/mm², vendar pa še vedno nekoliko slabše kot klasično, nizkoogljčno toplo valjano jeklo. Poleg sposobnosti za preoblikovanje je pomembna tehnološka lastnost varivost. Avtomobilski deli, zlasti karoserijski, se pogosto točkovno varijo, zato je ta vrsta varjenja bila najprej raziskana (25). Točkovno varjenje ni težavno, zahteva pa določene prilagoditve pri nastavitvi varilnih parametrov (pritisna sila, tok, čas).

Ena od temeljnih lastnosti feritno-martenzitnih jekel je ta, da se pri deformaciji utrdijo in se pri tem zviša njihova meja plastičnosti. Meja plastičnosti pa je lastnost, ki se meri s *statično* enkratno obremenitvijo. V nasprotju s tem pa so preoblikovani deli mnogokrat izpostavljeni dinamičnim ponavljajočim se obremenitvam. Tipičen tak del je



Slika 9

Primerjava dinamičnih trdnosti preizkušancev z zarezo. Povzeto po članku (26).

Fig. 9

Comparison of dynamic strengths of notched specimens. According to reference (26).

disk ali platišče avtomobilskega kolesa. Zato je zanimivo preiskati, kakšna je odpornost feritno-martenzitnih jekel na dinamične obremenitve v nedeforiranem, pa tudi v deforiranem stanju. Članek (26) navaja za jeklo VAN-QN ($R_m \geq 655$ N/mm²) naslednje sklepe:

a) Plastična deformacija do 8 % nima bistvenega vpliva na odpornost proti dinamičnim obremenitvam,

b) Feritno-martenzitno jeklo VAN-QN je pri večjih amplitudah raztezka, ki pripeljejo do hitre porušitve ($< 10^4$ ciklov), boljše kot mikrolegirano jeklo SAE 950 X ali SAE 980 X; pri manjših amplitudah raztezka, ki zagotavljajo več ciklov do porušitve ($> 10^5$), pa je VAN-QN približno enakovredno SAE 950 X. To velja za gladke preizkušance.

c) Dinamična trdnost preizkušancev z zarezo iz raznih vrst jekla je vrčtana na sliki 9. S slike je razvidno, da je v tem primeru (in za dano geometrijo preizkušanca) feritno-martenzitno jeklo v celoti enakovredno mikrolegiranemu jeklu SAE 980 in znatno boljše od nelegiranega toplo valjanega jekla. V korenu zarezke pride namreč do visokih amplitud raztezka, ki jih feritno-martenzitno jeklo bolje prenaša kot SAE 980 X (kot je razloženo pod točko b) in mu zato feritno-martenzitno jeklo postane v tem primeru enakovredno. Iz prvega sklepa pod a) je torej razvidno, da statično utrjanje pri plastični deformaciji ne pomeni tudi dinamičnega utrjanja, razen morda v primerih, ko gre za enkratno udarno deformacijo, kot n. pr. pri avtomobilskih odbijačih. Ugodno pa je to, da dosega feritno-martenzitna jekla razmeroma visoko dinamično trdnost ob zarezi, ki je za praktično uporabo verjetno pomembnejša kot dinamična trdnost gladkih preizkušancev. Tudi dinamična trdnost gladkih preizkušancev je boljše od nelegiranega ogljičnega jekla. Razen tega je treba upoštevati, da se avtomobilski deli, posebno n. pr. ko-

lesa, dinamično preizkušajo v celoti kot gotov izdelek, ker to daje boljši vpogled v njihovo vzdržljivost, kot pa preizkušanje materiala.

O izdelavi in preizkušanju avtomobilskih delov, zlasti koles in odbijačev, poroča članek (11). Preizkušeno je bilo feritno-martenzitno jeklo, legirano z V (imenovano GM 980 X) z lastnostmi $R_m \geq 620$ N/mm² (tipično 650 N/mm²), $A_{L0-50} \geq 27$ (tipično 30 %), $R_{p0.2} \leq 380$ N/mm² (tipično 350 N/mm²) z debelinami med 1,3 in 4 mm in hladno valjano in delno tudi toplo pocinkano.

Pri kolesih se osrednji del (disk) in platišče izdelujeta posebej in na koncu zvarita v kolo. Disk se izdeluje samo s pomočjo preoblikovanja, medtem ko se mora surovec za platišče najprej zvariti v obroč in potem preoblikovati v platišče. Po podatkih članka (11) se dajo diski oblikovati brez zamenjave orodij, če nadomestimo navadno nizkoogljivo toplo valjano jeklo s feritno-martenzitnim enake ali nekoliko različne (± 10 %) debeline. Pač pa je treba prilagoditi parametre krmiljenja stiskalnic in morda tudi mazanja. (To pa ne velja n. pr. za mikrolegirano jeklo SAE 980 X, niti ne za mehkejšo SAE 950 X, ki ju ni mogoče oblikovati v diske brez bistvenih modifikacij, ali pa sploh ne). Iz GM 980 X pa se dajo oblikovati celo stilizirani diski. Elastični odskok («Spring back») je pri tem sicer višji kot pri nizkoogljivem jeklu, vendar še vedno v mejah dimenzijskih toleranc. Diski so bili preizkušeni glede na dinamično trdnost po ustaljenih metodah. Primerjava rezultatov kaže, da so diski iz GM 980 X odlično prestali dinamične preizkuse in da lahko z uporabo feritno-martenzitnega jekla prihranimo približno 15 % teže diska. Pri preizkusih izdelave platišča so se najprej pokazale težave z varjenjem surovca v obroč. Toplotno prizadeta cona ob varu je bila mehkejša od osnovnega materiala in od vara in je ob končnem kalibriranju razpokala ali pa se je nedopustno zmanjšala že med valjanjem platišča. Z raznimi ukrepi pri orodju, tehnologiji varjenja in tudi pri izbiri materiala se je posrečilo to napako odpraviti. Poskusi so bili izvedeni z orodjem, namenjenim za običajno nizkoogljivo jeklo, debelina feritno-martenzitnega jekla pa je bila bodisi enaka ali pa 10–30 % manjša. Dinamični preizkusi kažejo, da je v primeru platišč možen prihranek teže približno 25 %.

Članek (11) razen tega opisuje še izkušnje pri izdelavi in preizkušanju avtomobilskih odbijačev, držal odbijačev, ožlebljenih koles (za jermenski prenos) in še nekaterih manjših odpreškov.

Med aplikacijami feritno-martenzitnih jekel je treba posebej omeniti toplo pocinkano feritno-martenzitno jeklo, katerega pomen rase. Zanimiva je tudi uporaba za šivne hladno vlečene cevi (6). V avtomobilski industriji bo uporaba poleg koles, odbijačev, stranskih zaščit v vratih itd. gotovo zajela tudi karoserijske prešane dele (3, 12, 20). Študija, izvedena pri Fordu (12, 20) kaže, da bi bilo mogoče zmanjšati težo srednje velikega osebnega avtomobila v celoti za približno 77 kg,

t.j. okrog 18 %. Pri tem bi uporabili okoli 235 kg feritno-martenzitnih jekel in okoli 105 kg drugih jekel s povišano trdnostjo (mikrolegirana in na-fosforjena jekla).

Pri tem pa niso upoštevani najcenejši materiali in je tudi dopuščena možnost, da bi bilo potrebno zamenjati orodja za preoblikovanje. Študija je upoštevala samo feritno-martenzitna jekla z že znanimi in tehnično dosegljivimi lastnostmi. Če pa bi imeli na razpolago celo paletu jekel z natezno trdnostjo od 415–1035 N/mm² in s kvaliteto površine, ki bi bila ustrezna tudi za zunanje (lakirane) dele, bi se dalo doseči še večji prihranek pri teži. Probleme s kvaliteto površine omenja tudi študija (11) v zvezi z galvaniziranimi površinami odbijačev. Sklep študije pri Fordu (12) je, da bi se dala znižati teža celotnega vozila za 6–10 % ob dosledni uporabi jekel z zvišano trdnostjo.

V zvezi z izdelavo koles pa je treba omeniti še članek (8). Avtorji trdijo, da se da ugodno oblikovati diske koles, dele koles in še nekatere druge dele tudi iz tradicionalnih mikrolegiranih vakuumsko obdelanih jekel z oznako HS VAD, katerih lastnosti se dajo primerjati z lastnostmi feritno-martenzitnih jekel in so vrtane na slikah 1 in 2. Za odbijače in okrepitev vrat in za diske enostavnejših oblik pa naj bi bilo primerno mikrolegirano jeklo z oznako HS Form, ki vsebuje dodatek Ce za kontrolirano obliko sulfidnih vključkov.

Proizvodnja diskov iz jekel HS VAD, mikrolegiranih z 0,02 % Nb in debeline pribl. 3–4 mm, je bila preizkušena v industriji. Oblikovanje je bilo izvedeno brez sprememb na orodjih, konstruiranih za mehko, toplo valjano nizkoogljivo jeklo, vendar ob zbolšanem mazanju. Dinamični preizkusi diskov so pokazali izjemno dobre rezultate, vzdržnost mikrolegiranih diskov je bila 4 do 10 krat večja od tistih iz mehkega nizkoogljivega jekla. Ocene o možnem prihranku teže se gibljejo v območju 15 do 25 % ali morda še več. Varivost jekla HS VAD je povsem enakovredna nizkoogljivemu jeklu.

5. EKONOMSKI PREMISLEKI

Ekonomski dejavniki pri uvajanju proizvodnje novih jekel so večplastni. V primeru feritno-martenzitnih jekel bi lahko našteali naslednje:

- možnost plasmana na trgu,
- dosegljivost surovin in energije,
- investicijski izdatki in stroški proizvodnje,
- optimizacija sestave jekla glede na zahtevane lastnosti.

V tem delu bo govor le o nekaterih izbranih izsekih iz ekonomske problematike, ki neposredno izhajajo iz študija strokovne literature.

Feritno-martenzitna jekla so zasnovana predvsem za avtomobilsko industrijo, in sicer za tiste

dele avtomobilov, kjer je pomembna dobra oblikovalnost in trdnost, zadnja zaradi znižanja teže vozil.

Feritno-martenzitna jekla nimajo pomena za take dele, ki so konstruirani n. pr. na osnovi zahtev za togostjo, ker je le-ta odvisna samo od oblike in modula elastičnosti, ta pa se ne razlikuje od modula pri klasičnih mehkih, nizkoogljčnih jeklih. Jugoslovanska avtomobilska industrija je nadalje pri specifikaciji materiala precej vezana na predpise svojih licenčnih partnerjev, ki včasih hitro, včasih pa z zamudo ali pa sploh ne posredujejo napredka tehnike. Možnost plasmana je torej treba preveriti v razgovorih s posameznimi uporabniki jekla.

Posebne pozornosti je v tej zvezi vredna proizvodnja avtomobilskih koles, pri katerih je zlasti srednji del (disk) obetaven za izdelavo iz feritno-martenzitnega jekla (11). V Jugoslaviji proizvajata

avtomobilska kolesa »Zmaj« v Zemunu, IMV v Novem mestu in morda še nekateri manjši proizvajalci. Vendar je prav v zvezi z diski koles, ki so poleg odbijačev klasičen primer za uporabo feritno-martenzitnih jekel, treba omeniti, da jim po italijanskih raziskavah (8) uspešno konkurirajo vakuumsko obdelana mikrolegirana jekla z odlično duktilnostjo (raztežkom). Vakuumska obdelava pa je (zlasti če je ni treba kupovati na novo) cenejša od nabave nove kontinuirne linije za toplotno obdelavo. Ker je nabava nove linije finančno in tehnološko zahtevna, je treba pretehtati, ali se dajo že obstoječe linije, n. pr. za žarjenje nerjavnega ali elektro jekla, ali pa linija za toplo cinkanje uporabiti za žarjenje in kaljenje na feritno-martenzitno strukturo, seveda če to dovoljuje njihova (ne)zasedenost. Res pa je, da se lahko posebna kontinuirna linija za žarjenje uporablja tudi za mehko žarjenje po hladnem valjanju običajnih

Tabela 5: Cene ferolegur

Element	Cena elementa din/kg	Ferozlitina ali kovina	Prodajna cena	Vir informacij ¹	Devizni tečaj za izračun ¹
Si	29,3	FeSi, 75 %	22 din/kg zlitine	Metalka	
Si	34,5—37,9	FeSi, 75 %	0,355—0,39 Lst/kg zl.	Gosp. Vest.	1 Lst = 72,84 din
Si	41,3—44,5	FeSi, 45 %	0,255—0,275 Lst/kg zl.	Gosp. Vest.	1 Lst = 72,84 din
Mn	30,8	FeMn, 65 %	20 din/kg zlitine	Metalka	
Mn	20,5—21,5	FeMn, 78 %	0,22—0,23 Lst/kg zl.	Gosp. Vest.	1 Lst = 72,84 din
Al	75	Al 98,5 %	75 din/kg Al	Metalka	
Cu	85	Cu 99,5 %	85 din/kg Cu	Metalka	
Cr	62,9	FeCr 70 %	44 din/kg zlitine	Metalka	
Cr	37,0	FeCr 60 %	0,305—0,375 Lst/kg zl.	Gosp. Vest.	1 Lst = 72,84 din
Ni	217,2	Ni 99,5 %	6,40 \$/kg Ni	Metalka	1 \$ = 33,94 din
Mo	678,8	FeMo, 70 %	20 \$/kg Mo	Metalka	1 \$ = 33,94 din
Mo	1422,9—1385,2 ²	FeMo, 65—70 %	27,25—28,57 \$/kg zl.	Gosp. Vest.	1 \$ = 33,94 din
V	509,1	FeV, 80 %	15 \$/kg V	Metalka	1 \$ = 33,84 din
V	990,6—849,8 ²	FeV, 50—60 %	6,8—7,0 Lst/kg zl.	Gosp. Vest.	1 Lst = 72,84 din
Nb	441,2	FeNb, 65 %	13 \$/kg Nb	Metalka	1 \$ = 33,94 din
Nb	1092,6—655,6 ²	FeNb, 40—70 %	6,0—6,30 Lst/kg zl.	Gosp. Vest.	1 Lst = 72,84 din
Ti	101,8	FeTi, 70 %	3 \$/kg Ti	Metalka	1 \$ = 33,94 din
Ti	250,1—280,9 ²	FeTi, 70 %	2,50—2,70 Lst/kg zl.	Gosp. Vest.	1 Lst = 72,84 din
B	509,1	FeB, 20 %	3 \$/kg zlitine	Metalka	1 \$ = 33,94 din
Zr	254,6	FeZrSi, 20 % Zr (40 % Si)	1,5 \$/kg zlitine	Metalka	1 \$ = 33,94 din
Ce	1154	Mischmetall, 50 % Ce	17 \$/kg zlitine	Metalka	1 \$ = 33,94 din

Opombe:

¹ Podatki Metalke in Gospodarskega Vestnika so z dne 19. 6. 1981

² Nekateri podatki, povzeti po notici v Gospodarskem Vestniku, se zdijo vprašljivi

nizkoogljičnih jekel, in ne samo za feritno-martenzitna jekla.

Drugi ekonomsko-strokovni problem je vprašanje optimizacije kemične sestave jekla pri danih zahtevah za mehanske lastnosti jekla. V članku (27) ocenjujejo avtorji, da so mikrolegirana jekla dražja od nelegiranih približno za 20 % in feritno-martenzitna za približno 35 %, pri čemer uporaba dragih elementov, kot sta V in Mo, lahko to razliko še povečata. To je več kot prihranek teže, ki se giblje približno med 15 in 30 %.

Vprašanje ekonomske optimizacije kemične sestave jekla (pri danih zahtevanih lastnostih) se v praksi običajno rešuje s približnimi ocenami. Da pa se rešiti natančno, n. pr. z matematičnimi metodami linearnega programiranja v določenih pogojih, npr.:

— da je znana cena legirnih dodatkov in njihov izkoristek pri dodajanju,

— da je znan vpliv legirnih elementov na lastnosti jekla, izražen v obliki linearne (ali odsekoma linearne) funkcije,

— da se tam, kjer imamo opravka z raztrosom vrednosti in je treba zajamčiti minimalne lastnosti, upošteva spodnja meja (ne pa srednja vrednost) raztrosa zahtevane lastnosti

— in morda še dodatni pogoji, ki so rezultat posebnih okoliščin, kar je treba v vsakem posebnem primeru skrbno preveriti.

Cene legirnih dodatkov so navedene v tabeli 5. Omeniti je treba, da se cene ferolegur močno spreminjajo. Ob objavi tega dela so devizni tečaji gotovo že prenizki.

Literatura:

Navedbe z zvezdico* so citirane posredno po drugih virih.

1. T. Matsuoka in K. Yamamori: Metall. Trans. Vol. 6 A (1975) Avgust, s. 1613/1622
- 2.* S. Hayami in T. Furukawa: Prispevek v Microalloying (Zbornik prispevkov konference v Washingtonu, okt. 1975 oz. Proceedings of an international symposium on High-Strength Low-Alloy Steels, Washington, D. C.), Union Carbide Corp., 1976
3. W. S. Owen: Metals Technology, 7 (1980), s. 1/13
4. F. B. Pickering: Prispevek v Microalloying (Zbornik prispevkov konference v Washingtonu, okt. 1975 oz. Proceedings of an international symposium on High-Strength Low-Alloy Steels, Washington, D. C.), Union Carbide Corp., 1976
5. R. G. Davies: Metall. Trans. 9A (1978), May, s. 671/679
6. J. F. Butler in J. H. Bucher: »Vanadium HSLA Steels with Superior Formability« — Seminar on Vanadium Cold Pressing and Dual Phase Steels, West Berlin, October, 1978
7. L. Meyer, G. Arncken, F. Heisterkamp, B. Pretnar, U. Schrape in G. Stich: Thyssen Techn. Berichte 8 (1976), Heft. 1, s. 21/39
8. L. Infante, M. Palladino in A. Pioppo: Revue de Metallurgie, 1979, Nr. 11, s. 753/769
9. J. Koo, B. V. Narasimha Rao in G. Thomas: Metal Progress, Sept. 1979, s. 66/70
10. K. Matsuda, T. Shimomura, K. Osawa, T. Okuyama, M. Kinoshita in S. Osaka: Fachberichte Huttenpraxis Metalbearbeitung 18. (1980), Nr. 12, s. 1128/1138
11. M. S. Rashid: »Manufacture of Automotive Components from Dual Phase Steel« — Seminar v Zah. Berlinu, okt. 1978 kot pod navedbo (6)
12. R. G. Davies in C. L. Magee: »High Strength Steel Technology Development at Ford« — Seminar v Zah. Berlinu, okt. 1978, kot pod navedbo (6)
13. A. P. Coldren in G. Tither: Journal of Metals, April 1978, s. 6/9
14. A. E. Cornford, J. R. Hiam in R. M. Hobbs: SAE Paper 79 00 07, Detroit, Febr. 1979
15. J. R. Newby, R. E. Hook in J. W. Young: Mem. Sci. Rev. Met. April 1980, s. 437/453
- 16.* D. A. Chatfield in R. R. Goodhart: U. S. Patent 4159 218, Junij 1979
- 17.* Iron and Steel International 54 (1981), Nr. 2, s. 89/90, 92/93, 95/97 in 99
18. D. Aichbhaumik, in R. R. Goodhart: SAE Paper 79 00 10, Detroit, Febr. 1979
19. P. E. Repas: SAE Paper 79 00 08, Detroit, Febr. 1979
20. R. G. Davies, and C. L. Magee: Journal of Metals, November 1979, s. 17/23
21. T. R. Thomson in R. M. Hobbs: Mem. Sci. Rev. Met., April 1980, s. 455/464
22. T. Furukawa: Metal Progress, December 1979, s. 36/39
23. K. Nakagawa in H. Abe: Mem. Sci. Rev. Met., April 1980, s. 475/484
24. T. Shimomura, M. Yoshida, M. Sakoh in K. Matsudo: Mem. Sci. Rev. Met., April 1980, s. 465/474
25. B. Pollard in R. H. Goodenow: SAE Paper 79 00 06, Detroit, Febr. 1979
26. A. M. Sherman in R. G. Davies: Metall. Trans. 10 A (1979), July, s. 929/933
27. G. Baccioli in P. Iulita: »Acciai altoresistenziali — Sviluppo ed applicazioni nell'automobile« — Prispevek na simpoziju »Motorna vozila in motorji« v Kragujevcu, oktobra 1979; * ATA 1980, s. 328/335

ZUSAMMENFASSUNG

Im Aufsatz wird ein Überblick über die hauptsächlichsten Meinungen und Leistungen gegeben, die in der Fachliteratur veröffentlicht wurden. Wo es möglich war, wurden kritische Bewertungen und Vergleiche durchgeführt.

Ferritisch-martensitischer Stahl (bekannt auch als »Dual-phase-Stahl«) stellt einen interessanten und verhältnismässig neuen Werkstoff dar, über den der abschliessende Urteil noch nicht gegeben werden kann. Der Ausgangspunkt für die Entwicklung dieses Stahles waren einerseits die Erfahrungen mit mikrolegierten und mit wärmebehandelten Stählen und andererseits die Forderung nach verbesserten mechanischen Eigenschaften bei gleichzeitiger Eignung für traditionelle Verarbeitung durch Umformung und Schweißen. Besonderes Interesse weckt dieser Stahl in der Automobilindustrie, die Werkstoffe für leichte und sichere Fahrzeuge sucht.

Es wird die Mikrostruktur aus ferritischer Matrix und martensitischen Teilchen sowie ihr Einfluss auf Stahleigenschaften näher beschrieben. Zahlreiche Angaben über chemische Zusammensetzung der im Labor und Industrie-

masstab hergestellten Stähle zusammen mit der Einflussbewertung einzelner Elemente (vor allem C, Si, Mn, P, V, Nb, Cr, Mo) auf die Stahleigenschaften werden angeführt. Mit der chemischen Zusammensetzung hängen die Parameter und die Technologie der Wärmebehandlung eng zusammen. Die Wärmebehandlungstechnologie stellt in einigen Fällen eine selbständige Entwicklungsleistung dar.

Bei den mechanischen Eigenschaften wird besonders die hohe Zugfestigkeit (mit Werten um 650 N/mm^2) bei gleichzeitig hoher Bruchdehnung und hohem Verfestigungskoeffizienten »n« hervorgehoben.

Es werden einige Erfahrungen bei der Verarbeitung (besonders zu KFZ-Rädern) zitiert. Es werden auch Studien über weitere Verwendung, z. B. für Karosserieteile, erwähnt.

Abschliessend werden einige wirtschaftliche Überlegungen über die Optimierung der Zusammensetzung und über den Preis der Legierungselemente, über die Einführung der neuen Technologie sowie über die Absatzmöglichkeiten auf dem jugoslawischen Markt hinzugefügt.

SUMMARY

The paper gives review of main opinions and achievements published in references. Where possible also critical appreciations and comparisons are given.

Ferritic-martensitic steel (known also as dual-phase steel) represents an interested and relatively new materials about which a final judgement was not yet established. Starting point in developing this steel were on one hand the experiences with microalloyed steel, and heat-treatable steel, and on the other hand the demand for improved mechanical properties at the simultaneous suitability for standard working and welding. A special interest is given to this steel in automobile industry which looks for materials for lighter and safer vehicles.

The microstructure composed of ferritic matrix and martensitic particles and its influence on the steel properties is described in details. Numerous data on chemical compositions in small and large scale production cycles

and the estimation of influence of single elements (mainly C, Si, Mn, P, V, Nb, Cr, Mo) on steel properties are cited. Chemical composition is closely connected to the parameters and technology of the heat-treating processes. The technology of heat-treating processes represents in some cases an independent achievement in development.

Among the mechanical properties the high tensile strength (with values around 650 N/mm^2) is emphasized at the simultaneous high elongation and hardening coefficient »n«.

Some experiences in working, especially into car wheels are cited. Given are also studies on more extensive applications, e. g. for autobody parts.

Finally, some economic reflections on optimization and price of alloying elements, on the introduction of new technology for heat-treatment, and on possibilities on the Yugoslav market are added.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В статье подан обзор главных мнений и достижений, которые были опубликованы в специальной литературе. Там где это было возможно, приведены оценки и сравнения. Ферритно-мартенситовая сталь (известна также под именем »dual phase«) представляет собой интересное и сравнительно новый строительный материал о котором ещё нет окончательного мнения. Исходное положение для развития этой стали представляло с одной стороны опыты, полученные с микросплавными сталями и с сталями для термической обработки. С другой же стороны — требование улучшения механических свойств при одновременной соразмерности традиционных способов деформации и сваривания. Особый интерес представляет эта сталь в автомобильной промышленности, которое ищет строительный материал более легких и более безопасных транспортных средств. Более подробно описаны: микроструктура из ферритовой матрицы и мартенситовых частиц, а также её влияние на свойства стали. Приведены многочисленные данные о химическом составе сталей полученные ла-

бораторными и промышленными способами с оценкой влияния отдельных элементов (в особенности C, Si, Mn, P, V, Nb, Cr, Mo) на свойства стали. В тесной связи с химическим составом находятся параметры и технология термической обработки. Именно технология термической обработки представляет в некоторых примерах самостоятельное достижение в развитии этой стали. Между механическими свойствами примечательно высокое сопротивление к разрыву (с значениями около 650 N/mm^2) при одновременном высоком растяжении и коэффициентом прочности »n«. Приведены некоторые опытные достижения при переработки, особенно при автомобильных колесах. Упомянуты также исследования более широкого применения этой стали напр. для деталей автомобильных кузов.

В конце работы приведены некоторые экономические рассуждения о оптимизации и о ценах легирующих элементах, о введении новой технологии для выполнения термической обработки и о возможностях на югославском рынке.

Bogdanu

Zalarju

v spomin



Po daljši mučni bolezni je v petek 10. junija 1983 preminul naš sodelavec dr. mag. Bogdan Zalar, dipl. ing. metalurgije.

Rodil se je 24. 4. 1925 v Šoštanju. Po končani srednji šoli se je vpisal na Tehnično visoko šolo, Oddelek za metalurgijo v Ljubljani in leta 1954 diplomiral. Od tega datuma dalje je svoje znanje, izredno ambicijo in zelo odločno voljo posvetil delu na področju barvaste metalurgije. Od leta 1954 do 1968 je bil v Cinkarni Celje, kjer je zadnja leta opravljal dolžnosti direktorja za metalurške obrate. Naslednje leto je začasno opravljal delo vodje inšpekcije za požarno varnost in dolžnosti republiškega inšpektorja v Ljubljani, nakar je od leta 1969 pa vse do njegove prerane smrti bil samostojni raziskovalec oziroma raziskovalni svetnik na SŽ MI. V letu 1979 je doktoriral iz tehničnih ved.

Polnih 29 let je vlagal svoje obsežno znanje v reševanje problemov pri vodenju težkega obrata v Cinkarni Celje in na MI vklapljal praktične izkušnje v teoretična dognanja pri najrazličnejših tehnoloških postopkih, predvsem ekstraktivnega značaja na področjih cinka, svinca, živega srebra.

Predvsem v zadnjih letih je na njegovo iniciativo in ob angažiranju njegovega neizčrpnega znanja zrasel projekt o koriščenju in tehnološkem vrednotenju primarnih, sekundarnih in odpadnih domačih surovin, s čemer je postavil izredno solidne temelje raziskovalnim in razvojnim aplikativnim in fundamentalnim nalogam, ki so in še pomagajo pri uresničevanju predvsem danes izredno važne gospodarske zahteve po substituciji nekaterih uvoznih materialov z domačimi. Rezultati njegovih

nalog v pogledu vrednotenja piritnih ogorkov, raznih železonosnih prahov, ekstrakcije koristnih elementov iz jalovin cinka, svinca in živega srebra ter aluminija predstavljajo velik doprinos k reševanju ekstraktivne dejavnosti v jeklarski in ostali kovinski industriji.

Vsa veličina njegovega neizčrpnega konkretnega znanja se kaže v dejstvu, da je v letih svojega delovanja izdelal 42 elaboratov, 29 člankov, imel 10 javnih predavanj, kar vse potrjuje nadvse plodno angažiranje, prisvajanje vedno novih idej v reševanju določenih problemov in predvsem povezanost s koristniki, ki so v pokojniku videli veliko avtoriteto in neusahljivi vir znanja. Znal je znanstvene izsledke povezovati s praktičnimi zahtevami, znal je pri koristniku uveljavljati svoja gledanja na reševanje in je svoje zamisli tudi uspešno realiziral.

Sredi neumornega dela ga je težka bolezen iztrgala iz naše sredine. Kljub temu je bil do zadnjega prisoten pri realizaciji svojih zadolžitev, v čemer se zrcali njegova neusahljiva volja, da bi še ustvarjal in še doprinal k reševanju problemov tehnološkega značaja.

Našega dragega Bogdana ni več med nami. Pustil nam je bogato dediščino znanja, metodološkega dela, pustil nam je nekaj še neobdelanih idej tako, da bo tudi v bodoče še nekaj časa aktivno pri našem delu prisoten. Vedno se ga bomo spominjali kot strokovnjaka, pripravljenega pomagati z nasveti ob vsaki priliki in kot prijatelja, ki je imel za slehernega prijazno besedo.

Alojz Prešern

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

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

Naslov uredništva: ZPSZ — Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, tel. št. 81-341
int. 800 — Tisk: TK »Gorenjski tisk«, Kranj

VSEBINA

UDK: 669.187.25.669.14.018.5
ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g

Metalurgija — jeklarstvo — sekundarna rafinacija jekla

J. Arh

Prispevek k problemu izdelavi jekel z majhno vsebnostjo ogljika
Železarski zbornik 17 (1983) 3 s 97—104

Prispevek obravnava probleme, ki nastopajo pri izdelavi jekel z zelo majhno vsebnostjo ogljika, ki so legirana s silicijem in aluminijem. Težave so predvsem pri vodenju in kontroli oksidaciji na meji ravnotežja pri majhni vsebnosti ogljika.

Kako zagotoviti majhno vsebnost plinov in zadostno čistočo po oksidaciji kot zelo pomembnih vplivnih faktorjev pri klasični izdelavi. In nazadnje rafinacijo in odžveplanje v ponovci, osnovne pogoje za to, dosežene uspehe in meje, ki so takšni klasični tehnologiji postavljene.

Avtorski izvleček

UDK: 669.18:621.746.395
ASM/SLA: D95, 19d

Metalurgija — jeklarstvo

S. Kovačič

Mehanizirana priprava livnih plošč
Železarski zbornik 17 (1983) 3 s 105—109

S pritrditvijo več kokil in lijaka na livno ploščo se dobi sistem, ki postane enota postavljanja. Prej je bilo potrebno vsako kokilo posebej postavljati. Prikazana je tehnologija dela v jeklarni Ravne od postavljanja, preko stripanja do zidanja plošče.

Avtorski izvleček

UDK: 669.14.018.2
ASM/SLA: Ay-n

Feritno-martenzitno («dual phase») jeklo
Mikrostruktura, kemična sestava, toplotna obdelava, mehanske in tehnološke lastnosti, uporaba

B. Pretnar

O sestavi in lastnostih feritno-martenzitnih jekel
Železarski zbornik 17 (1983) 3 s 111—124

Splošno o feritno-martenzitnih jeklih, razvojna pot in poimenovanje. Opis značilne strukture in toplotne obdelave v laboratoriju in proizvodnji. Vpliv toplotne obdelave in kemične sestave na mehanske in tehnološke lastnosti.

Navedbe o doslej znanih področjih uporabe in izkušnjah pri predelavi. Nekateri ekonomski vidiki.

Avtorski izvleček

INHALT

UDK: 669.18:621.746.395

ASM/SLA: D95, 19d

Metallurgie — Stahlerzeugung

S. Kovačić

Mechanisierte Vorbereitung der Giessplatten

Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 S 105—109

Durch die Befestigung mehrerer Kokillen und des Gießtrichters auf die Giessplatte entsteht ein System das eine Einheit bei der Zustellung darstellt. Früher musste jede Kokille einzeln aufgestellt werden. Es wird die Technologie der Giessplattenvorbereitung im Stahlwerke Ravne von Mauern der Giessplatten, Aufstellen der Kokillen, bis zum Ausziehen der Blöcke gezeigt.

Auszug des Autors

UDK: 669.187.25:669.14.018.5

ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g

Metallurgie — Stahlerzeugung- sekundäre Stahlraffination

J. Arh

Beitrag zu dem Problem der Erzeugung der Stähle mit kleinem Kohlenstoffgehalt

Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 S 97—104

Im Beitrag werden Probleme, die bei der Erzeugung der Stähle mit sehr kleinem Kohlenstoffgehalt, legiert mit Silizium und Aluminium auftreten, behandelt. Die Schwierigkeiten sind vor allem in der Führung und Kontrolle der Oxydation von Kohlenstoff an der Gleichgewichtsgrenze bei kleinen Kohlenstoffgehalten. Wie einen kleinen Gasgehalt und eine genügende Reinheit der Schmelze nach dem Frischen als sehr wichtigen Einflussfaktoren bei der klassischen Arbeitsweise zu sichern? Und zu letzt Raffination und Entschwefelung in der Pfanne, die nötigen Grundbedingungen, die erzielten Ergebnisse und Grenzen die einer solchen klassischen Technologie gesetzt werden.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.2

ASM/SLA: Ay-n

Ferritisch-martensitischer («dual phase») Stahl
Metallographische Struktur, chemische Zusammensetzung, Wärmebehandlung, mechanische und technologische Eigenschaften. Anwendung.

B. Pretnar

Über die Zusammensetzung und die Eigenschaften ferritisch-martensitischer Stähle

Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 S 111—124

Allgemeines über ferritisch-martensitische Stähle, Entwicklungsgang und Benennung. Beschreibung der kennzeichnenden Struktur und der Wärmebehandlung in Laboratorium und Grossherstellung. Einfluss der Wärmebehandlung und der chemischen Zusammensetzung auf mechanische und technologische Eigenschaften. Angaben über die bisher bekanntgewordenen Anwendungsgebiete und Erfahrungen bei der Verarbeitung. Einige wirtschaftliche Aspekte.

Auszug des Autors

CONTENTS

UDK: 669.187.25:669.14.018.5

ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g

Metallurgy — Steelmaking — Secondary refining of steel

J. Arh

Contribution to the Problem of Manufacturing Steel with Low Carbon
Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 P 97—104

The contribution treats the problems appearing in manufacturing steel with very low carbon content, alloyed with silicon and aluminium. Problems appear mainly in controlling the oxidation on the equilibrium limit at low carbon content.

How to ensure low gas content and satisfactory purity after the oxidation as very important influential parameters in standard manufacturing. Finally, refining and desulphurisation in ladle, basic conditions, achievements and limits superimposed to standard technology.

Author's Abstract

UDK: 669.18:621.746.395

ASM/SLA: D95, 19d

Metallurgy — Steelmaking

S. Kovačič

Mechanized Preparation of Casting Plates
Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 P 105—109

By fixing a number of moulds and the ingate to a casting plate a system is obtained which is a structural unit. Previously, every single mould had to be set separately. The working process from setting to stripping and bricking in Ravne Ironworks is presented.

Author's Abstract

UDK: 669.14.018.2

ASM/SLA: Ay-n

Dual-phase steel — Microstructure — Chemical composition — Heat-treatment — Mechanical and technological properties — Application

B. Pretnar

On Composition and Properties of Ferritic-Martensitic Steel
Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 P 111—124

General on ferritic-martensitic steel, development and name. Description of characteristic structure and heat-treatment in laboratory and in production cycle. Influence of heat-treatment and chemical composition on mechanical and technological properties.

Citation of known fields of application till now and on experiences in working. Some economic reflections.

Author's Abstract

СОДЕРЖАНИЕ

UDK: 669.18:621.746.395

ASM/SLA: D95, 19d

Металлургия — выплавка стали

S. Kovačič

Механизированное устройство литейных пластин
Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 С 105—109

С прикреплением более значительного количества изложниц и литейной воронки на литейную пластину получить законченную систему установки изложниц. Установка изложниц выполнялась раньше отдельно одна изложница за другой. Приведена технология работы в сталеплавильном цехе металлургического завода Железарна Равне, начиная с установкой изложниц через стрипперования до выполнения каменной кладки пластин.

Автореф.

UDK: 669.187.25:669.14.018.5

ASM/SLA: D5, ST-f, CN-g

Металлургия — выплавка стали — вторичное рафинирование стали

J. Arh

К вопросу изготовления малоуглеродистых сталей.
Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 С 97—104

В статье рассмотрены вопросы, которые получают при изготовлении сталей с очень незначительным содержанием углерода, легированные с кремнием и алюминием. Затруднения наступают главным образом при управлении и контроле окисления в пределах границы равновесия при незначительном содержании углерода. Рассмотрен также вопрос, каким образом можно обеспечить незначительное содержание газов и достаточную чистоту стали после окисления, так эти фазы процесса имеют очень большую роль при классическом изготовлении стали.

И, наконец, основные условия для выполнения процесса рафинирования и десульфирования в ковше, полученные достижения и ограничения, которые соответствуют нормам, поставленным классической технологии.

Автореф.

UDK: 669.14.018.2

ASM/SLA: Ay-n

Микроструктура — химический состав — термическая обработка — механические и технологические свойства — употребление.

B. Pretnar

О составе и свойствах ферритно-мартенситовых сталей.
Zelezarski zbornik 17 (1983) 3 С 111—124

Приведены общие данные о ферритно-мартенситовых сталях, их развитие и наименование. Дано также описание типичной структуры и термической обработки в лаборатории и в производстве, влияние термической обработки и химического состава на механические и технологические свойства. Также дано указание на до сих пор известные области применения этих сталей и полученные опыты при их переработки. Рассмотрены некоторые взгляды с экономической точки зрения.

Автореф.

