

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA

	Stran
S m a j i ć N i j a z — Metalurški inštitut Ljubljana	
TERMODINAMICNE OSNOVE PROIZVODNJE NERJAVNEGA JEKLA — I. DEL, KLASIČNA TEHNOLOGIJA	1
 K o r o u š i ć B l a ž e n k o — Metalurški inštitut Ljubljana	
O. K ü r n e r, J. A r h — Zelezarna Jesenice	9
PRISPEVEK K OPTIMIZACIJI PROIZVODNJE DINAMO JEKEL	
 V o d o p i v e c F r a n c, J. Ž v o k e l j — Me- talurški inštitut Ljubljana	
M. G a b r o v š e k — Zelezarna Jesenice	
MIKROSTRUKTURA IN LASTNOSTI NEKATE- RIH KONSTRUKCIJSKIH JEKEL V ODVIS- NOSTI OD TEMPERATURE VALJANJA	17
 Z a l o k a r M i h a — Zelezarna Jesenice	
MATEMATIČNO SIMULIRANJE NATEZNEGA PREIZKUSA Z UPOŠTEVANJEM DEFORMACIJ- SKE HITROSTI IN ODVISNOSTI UTRJEVANJA OD STOPNJE DEFORMACIJE	33
 B r a t i n a J a n e z, G. K a c l, D. V o d e b — Zelezarna Ravne	
UPORABA LOGISTIČNIH KRIVULJ ZA DOLGO- ROČNO PLANIRANJE ENERGIJE V ČRNI ME- TALURGIJI	43

LETO 17 ŠT. 1 - 1983
ŽEZB BQ 17 (1) 1-56 (1983)



ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 17

LJUBLJANA

MAREC 1983

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
stran	Seite	Page	страница
Nijaz Smajić	Nijaz Smajić	Nijaz Smajić	Nijaz Smajić
Termodinamične osnove proizvodnje nerjavnega jekla — I. del, Klasična tehnologija 1	Thermodynamische Grundlagen der Erzeugung von nichtrostenden Stählen — I. Teil: Klassische Technologie 1	Thermodynamic Principles of Manufacturing Stainless Steel Part I: Standard Technology 1	Термодинамические основы производства нержавеющей стали, I часть — Классическая технология. 1
UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, R1h, W18s	UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, R1h, W18s	UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, R1h, W18s	UDK: 669.15-194.56:669.187.2 ASM/SLA: SS, R1h, W18s
Blaženko Koroušić	Blaženko Koroušić	Blaženko Koroušić	Blaženko Koroušić
Prispevek k optimizaciji proizvodnje dinamo jekel 9	Beitrag zur Optimierung der Erzeugung von Dynamo Stahl 9	Contribution to Optimising the Electric Steel Manufacturing 9	К вопросу о оптимизации производства динамных сталей. 9
UDK: 669.14.018.5 ASM/SLA: ST-f	UDK: 669.14.018.5 ASM/SLA: ST-f	UDK: 669.14.018.5 ASM/SLA: ST-f	UDK: 669.14.018.5 ASM/SLA: ST-f
Franc Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Zvokelj	Franc Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Zvokelj	Franc Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Zvokelj	Franc Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Zvokelj
Mikrostruktura in lastnosti nekaterih konstrukcijskih jekel v odvisnosti od temperature valjanja 17	Mikrogefüge und die Eigenschaften einiger Konstruktionsstähle in Abhängigkeit von der Walztemperatur 17	Microstructure and Properties of Some Structural Steel Depending on Rolling Temperature 17	Микроструктура и свойства некоторых сталей в зависимости от температуры прокатки. 17
UDK: 621.77:620.187:669.1.017 ASM/SLA: Ay-n, F23, 3-71	UDK: 621.77:620.187:669.1.017 ASM/SLA: Ay-n, F23, 3-71	UDK: 621.77:620.187:669.1.017 ASM/SLA: Ay-n, F23, 3-71	UDK: 621.77:620.187:669.1.017 ASM/SLA: Ay-n, F23, 3-71
Miha Zalokar	Miha Zalokar	Miha Zalokar	Miha Zalokar
Matematično simuliranje nateznega preizkusa z upoštevanjem deformacijske hitrosti in odvisnosti utrjevanja od stopnje deformacije 33	Mathematische Simulation des Zugversuches mit der Berücksichtigung der Verformungsgeschwindigkeit und der Abhängigkeit der Verfestigung von dem Verformungsgrad 33	Mathematical Model for Tensile Test Considering Strain Rate and Strain-hardening Power as the Function of Deformation 33	Математическое моделирование испытания растяжения с учетом скорости деформации и зависимости упрочнения от степени деформации. 33
UDK: 620.176.245:620.174.21: :620.178.152.512 ASM/SLA: Q, Q27, Q7h, Q21	UDK: 620.176.245:620.174.21: :620.178.152.512 ASM/SLA: Q, Q27, Q7h, Q21	UDK: 620.176.245:620.174.21: :620.178.152.512 ASM/SLA: Q, Q27, Q7h, Q21	UDK: 620.176.245:620.174.21: :620.187.152.512 ASM/SLA: Q, Q27, Q7h, Q21
Janez Bratina, G. Kacil, D. Vodeb	Janez Bratina, G. Kacil, D. Vodeb	Janez Bratina, G. Kacil, D. Vodeb	Janez Bratina, G. Kacil, D. Vodeb
Uporaba logističnih krivulj za dolgoročno planiranje energije v črni metalurgiji 43	Anwendung der logistischen Kurven für die langfristige Planung des Energieverbrauches in der schwarzen Metallurgie 43	Application of Logistic Curves for Long-Term Energy Planning in Ferrous Metallurgy 43	Применение логистических кривых для долгосрочного планирования энергии в черной металлургии. 43
UDK: 620.98 ASM/SLA: W11g	UDK: 620.98 ASM/SLA: W11g	UDK: 620.98 ASM/SLA: W11g	UDK: 620.98 ASM/SLA: W11g

Termodinamične osnove proizvodnje nerjavnega jekla

UDK: 669.15-194.56:669.187.2
ASM/SLA: SS, R1h, W18s

N. Smajić

1. del: KLASIČNA TEHNOLOGIJA

Opisane so možnosti bistvenega izboljšanja klasične tehnologije izdelave nerjavnega jekla v elektroobločni peči, kar lahko dosežemo z opuščanjem dosedanjega empiričnega načina dela z aplikacijo termodinamičnih zakonitosti. Z boljšim poznavanjem teorije metalurških procesov in termodinamičnih osnov lahko podaljšamo selektivno oksidacijo ogljika do bistveno nižjih vsebnosti ogljika in se tako izognemo prekomerni oksidaciji kroma v žlindro. Ključnega pomena za optimalno vodenje oksidacije je pravilna temperatura taline pred začetkom pihanja kisika. Pravilno temperaturo začetka oksidacije lahko določimo iz danega diagrama v odvisnosti od vsebnosti kroma in ogljika, tj. od analize prve probe prvega preizkušanca.

1. UVOD

Intenziviranje metalurških reakcij v oksidacijski fazi izdelave nerjavnega jekla smo do sedaj obravnavali predvsem s stališča povečanja produktivnosti elektroobločne peči (EOP), ki ga lahko dosežemo z maksimalno možno selektivnostjo oksidacije ogljika. Na ta način namreč preprečujemo prekomerno oksidacijo kroma v žlindro, skrajšamo redukcijsko periodo in znižamo porabo apna, nizkoogljčnega FeCr, ferosilicija in električne energije, kar pomeni, da poleg krajšega trajanja šarže dosežemo tudi občutne prihranke pri proizvodnih stroških. Pri tem nismo obravnavali problema intenziviranja oksidacije, temveč le selektivnost oksidacije ogljika. Ta pristop k problemu izdelave nerjavnega jekla brez dvoma obeta bistveno večji uspeh kot usmeritev na intenziviranje

oksidacije, s katerim ni možno doseči posebnih prihrankov glede na dejstvo, da je trajanje oksidacije razmeroma kratko glede na celoten čas trajanja šarže. Po drugi strani smo tako precej zanemarili pomen, ki ga ima topnost in s tem tudi vsebnost kisika med oksidacijo in ob koncu oksidacije. Vsebnost kisika v talini namreč odločilno vpliva, ne le na hitrost oksidacije ogljika v talini, temveč tudi na porabo dezoksidantov, uspeh dezoksidacije in odžveplanja ter vsebnost oksidnih vključkov, tj. na čistočo izdelanega jekla. Poleg tega vsebnost kisika v jeklu vpliva tudi na vsebnost dušika in vodika v jeklu. Znano je namreč, da se med intenzivnim »izkuhavanjem« iz taline izločata tudi dušik in vodik, kar pomeni, da je določena vsebnost kisika v talini nujno potrebna, vendar mora biti ob koncu »izkuhavanja« čim manjša. Precipitacijska dezoksidacija namreč zapušča veliko število oksidnih vključkov, kar včasih pogubno vpliva na kvaliteto izdelanega jekla.

Zaradi tega v novejšem času posvečamo veliko pozornost čistoči jekla in njegovi korozijski obstojnosti, kar je privedlo do novih kvalitete, kot so ELI (Extra Low Interstitials) in VCD (Vacuum Carbon Deoxidation) poleg zdaj že dobro znanih ELC (Extra Low Carbon) nerjavnih jekel. Vse pogosteje se zahtevajo VCD kvalitete, tj. jekla, ki so vakuumsko dezoksidirana z »lastnim« ogljikom ter jekla z zelo nizko vsebnostjo ogljika in dušika ($C + N \leq 150$ ppm), tj. ELI jekla. Klasična, tj. precipitacijska dezoksidacija je praktično prepovedana za jekla, namenjena zahtevnim konstrukcijam, kot npr. za parogeneratorje jedrskih elektrarn, za turbinske rotorje, različne cevovode in reaktorje v kemični in naftni industriji, v letalstvu in raketni tehniki itd.



PO 1961/86

Vsebnost kisika je posebno kritična v nerjavnih jeklih, ker krom močno zvišuje topnost kisika v talini, poleg tega pa zelo zniža dezoksidacijsko sposobnost silicija, oz. ferosilicija in vseh ostalih dezoksidantov na bazi silicija. Krom namreč znižuje aktivnost silicija, zato za dezoksidacijo nerjavnih jekel ne moremo uporabljati dezoksidante, kot so FeSi, SiMn ipd.

Čeravno omenjenih visoko zahtevnih kvaliteta nerjavnih jekel pri nas še ne izdelujemo, uvajanje sodobne tehnologije, tj. VOD postopka za izdelavo nerjavnih jekel v SZ odpira možnost proizvodnje najbolj kvalitetnih nerjavnih jekel in ne samo znižanja proizvodnih stroškov pri izdelavi običajnih nerjavnih jekel. Za uvajanje sodobne tehnologije in osvajanje novih kvaliteta nerjavnih jekel pa je nujno potrebno boljše poznavanje vsebnosti in topnosti kisika v talinah, ki vsebujejo krom.

2. KLASIČNA TEHNOLOGIJA

Nerjavna jekla pri nas še vedno izdelujemo po klasični tehnologiji, tj. v elektroobločni peči. Vložek vsebuje 0,35–0,80 % C in 8–13 % Cr. Ves krom v vložku naj bo iz najcenejših virov, kot npr. FeCr carbure ali FeCr charge, tj. FeCr, ki zaradi prenizke vsebnosti Cr in previsoke vsebnosti ogljika in silicija ne zadošča standardom in je zato cenejši ter iz lastnih nerjavnih odpadkov. Med oksidacijo s kisikom temperatura taline hitro narašča, tako da lahko doseže 2000 in celo 2100 °C. V splošnem velja, da temperatura taline ne sme presegati 1850 °C, čeprav kratkotrajno včasih močno presega to vrednost, kar seveda škoduje ognjevarni oblogi peči. Zato temperaturo uravnava z dodatki feronikla, sintra NiO in z odpadki trafo in dinamo jekla. Približno 1/3 kroma oksidira v žlindro, ki jo v naslednji, tj. redukcijski fazi reduciramo z dodatki ferosilicija in nizkoogljčnega siliko kroma. Bazičnost žlindre mora biti vsaj 1,5. Večji dodatek apna, potreben za večjo bazičnost, poveča množino žlindre in s tem tudi izgube nereduciranega kroma, saj po redukciji žlindra vsebuje še 4–6 % Cr₂O₃. Vsaj polovico tega zaostalega kroma bi sicer bilo možno reducirati, vendar bi to bilo neracionalno, ker redukcija v zadnji fazi poteka zelo počasi. Preostali potrebni krom do predpisane sestave moramo dodati v obliki zelo dragega nizkoogljčnega ferokroma.

Ker je razmerje v ceni ferokroma carbure in FeCr suraffine približno 1:2, je cena kroma, ki ga dobimo iz FeCr carbure, oziroma z redukcijo iz žlindre in cena za redukcijo porabljenega FeSi še vedno manjša, kot je cena FeCr s. a., zato je ta postopek izpodrinil prvotni način proizvodnje z »deviškim« vložkom (brez kroma), pri katerem je bil ves potrebni krom v obliki dragega FeCr s. a.

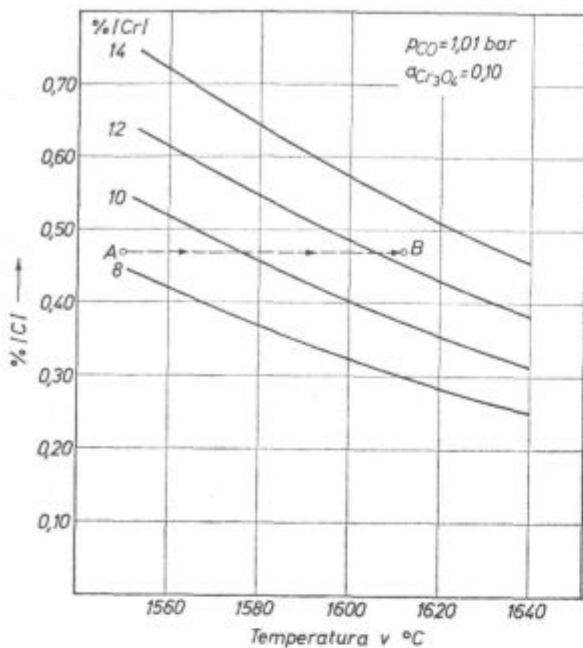
Pri dobrem delu dosežemo izkoristek kroma 80 do 90 %. Opisani postopek je le ena izmed številnih možnih variant klasične tehnologije, vendar ima to prednost, da omogoča najnižje proizvodne

stroške, zahteva pa zelo skrbno delo in aplikacijo termodinamičnih zakonitosti (1, 2, 3) ter predstavlja skrajni doseg klasične tehnologije. Če je le možno, je treba v vložku uporabiti še cenejši vir kroma, kot je to FeCr charge, tj. polprodukt iz proizvodnje FeCr s. a., ki vsebuje manj kot 60 % Cr in več kot 4 % Si ter silikrom C kvalitete. Številni raziskovalci (4, 5, 6) so v petdesetih letih vztrajno in uspešno izpolnjevali klasično tehnologijo, vendar je metalurška termodinamika bila takrat še nezadostno razvita, da bi lahko Hilty (4), Crafts in Rassbach (5) in ostali zaključili to delo. Šele nadaljni razvoj termodinamike (interakcijski parametri) in pojav elektronskih računalnikov je ustvaril pogoje za dokončno optimizacijo klasične tehnologije. Medtem pa je nova tehnologija, ki temelji na dupleks postopkih (AOD, VOD, CLU, ipd.) povsem izpodrinila klasični postopek.

2.1 Priprava taline za oksidacijo

Osnovna pomanjkljivost dosedanjega načina dela je v tem, da se začenja z vpihovanjem kisika neodvisno od rezultatov analize prvega preizkušanca, tj. ne glede na to, ali so ustvarjeni pogoji za selektivno oksidacijo ogljika. V termodinamični analizi sistema Fe-Cr-C-O (1) smo definirali t. im. kritično koncentracijo ogljika. To je namreč tista koncentracija ogljika, ki ustreza termodinamičnemu ravnotežju C-Cr-O. To ravnotežje med ogljikom, kromom in kisikom, ki so raztopljeni v Fe talini, se spreminja s temperaturo, parcialnim tlakom CO, oz. s stopnjo vakuuma, manj pa s sestavo taline in žlindre. V ravnotežnih pogojih, tj. pri kritični koncentraciji ogljika poteka istočasno oksidacija ogljika in kroma, kar pomeni, da ni možna selektivna oksidacija ogljika. Če je koncentracija ogljika večja od kritične, kar lahko določimo npr. z mikroročunalnikom, v katerega vnesemo podatke o sestavi (analiza prvega preizkušanca) in temperaturi taline, lahko takoj začnemo z oksidacijo, ker ni potrebna nobena priprava taline pred začetkom vpihovanja kisika. Potrebni termodinamični proračuni so precej zahtevni in bi brez računalnika zahtevali nekaj ur, zato je nujna uporaba računalnika, ki na osnovi ustreznega programa opravi potrebne izračune zelo hitro. Tako n. pr. že navadni mikroročunalnik s kapaciteto RAM spomina od 4 K opravi to delo v nekaj sekundah.

V primeru, da je koncentracija ogljika manjša od kritične, ne smemo začeti z oksidacijo, ker bi sicer potekala selektivna oksidacija kroma. To pomeni, da moramo talino prej pripraviti za oksidacijo. Ena možnost je, da talino naogljčimo, kar zahteva precej časa. Druga, veliko bolj enostavna, je pregrevanje taline na potrebno temperaturo, ki nam jo v tem primeru izračuna in pokaže računalnik. Tako bo n. pr., če imamo talino z 0,47 % C in 12,5 % Cr pri temperaturi 1550 °C (točka A na sl. 1) računalnik »zahteval«, da talino segrejemo na 1612 °C (točka B) in šele nato začnemo pihati kisik.



Slika 1

Vpliv temperature na ravnotežje C-Cr-O

Fig. 1

Influence of temperature on the C-Cr-O equilibrium

Priprava taline za oksidacijo obsega torej preprosto segrevanje na tako temperaturo, da se vzpostavi termodinamično ravnotežje C-O, oziroma da dosežemo za spoznanje nadkritično koncentracijo ogljika, kar omogoča selektivno oksidacijo ogljika.

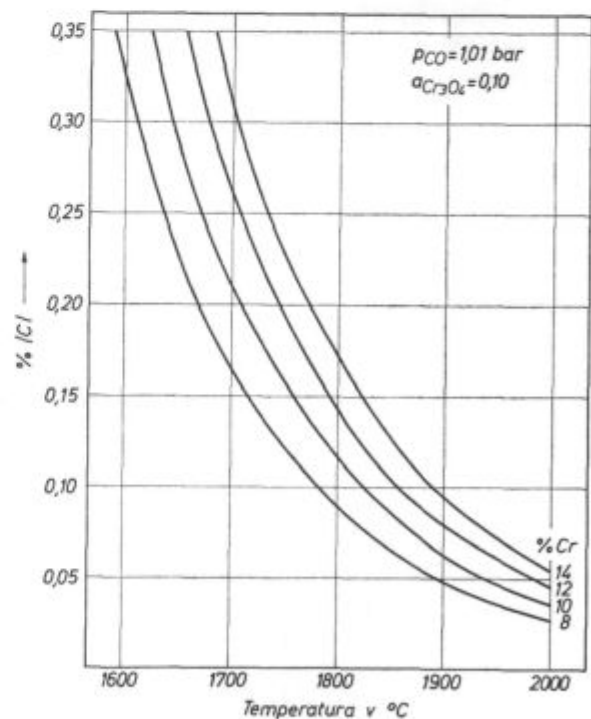
Ravnotežje C-Cr-O se namreč hitro premika z rastočo temperaturo proti nižjim koncentracijam ogljika, kot kaže diagram na sl. 1. Potreben računalniški program in vse omenjene odvisnosti smo že prej izračunali (2), vendar je diagram, ki ga zdaj prikazujemo na sl. 1, izdelan tako podrobno, da omogoča izvedbo opisanega postopka tudi brez računalnika. Iz njega namreč jeklar zlahka ugotovi, da je 0,47 % C pri 1550 °C nadkritična koncentracija za talino z n. pr. 8 % Cr in podkritična koncentracija ogljika za vse taline, ki vsebujejo več kot 9 % Cr. Obenem lahko ugotovimo potrebno temperaturo, na katero moramo segreti talino pred začetkom oksidacije.

2.2 Optimalni potek oksidacije v elektrooblični peči

Termodinamičnega optimalnega poteka oksidacije, ki smo ga že prej definirali (1), ne smemo enačiti z najbolj gospodarnim načinom dela, čeprav sta oba pojma v neposredni povezavi. Po definiciji je namreč termodinamično optimalni potek oksidacije tisti potek žilavenja, pri katerem imamo popolnoma selektivno oksidacijo ogljika, kar zagotavljamo z ustreznim segrevanjem taline, oz. z regulacijo temperature, ki mora ves čas slediti potek ustrezne krivulje na sl. 2, oziroma računalniško programirano odvisnost med trenutno vse-

nostjo ogljika in temperaturo taline. Če temperatura narašča hitreje, jo moramo znižati n. pr. z dodatkom FeNi ali z odpadki trafo, oz. dinamo jekla, ali pa ustrezno zmanjšati intenzivnost pihanja kisika, kar je sicer manj ugodno, ker s tem podaljšamo čas oksidacije. V nasprotnem primeru je obzidava peči po nepotrebnem izpostavljena prekomerni toplotni obremenitvi. Če je hitrost segrevanja taline zaradi oksidacije prenizka, jo moramo zvišati, da se izognemo oksidaciji kroma v žlindro. To lahko storimo s povečanjem intenzivnosti pihanja kisika. Večje peči imajo zaradi večje toplotne vsebnosti in relativno manjših toplotnih izgub (3) pri enakih pogojih hitrejši potek segrevanja taline med oksidacijo kot manjše peči. Krivulja segrevanja taline med žilavenjem je torej specifična za vsako peč in jo moramo določiti eksperimentalno za posamezno peč, in sicer odvisno od začetne vsebnosti ogljika in silicija, začetne temperature oksidacije in intenzivnosti pihanja kisika.

Na sliki 2 vidimo ustrezne krivulje za taline z 8, 10, 12 in 14 % Cr v temperaturnem območju med 1600 in 2000 °C. Če sprejmemo, da je maksimalno dovoljena temperatura taline 1850 °C, lahko vidimo, da talino z 8 % Cr lahko oksidiramo vse do 0,065 % C brez oksidacije kroma. To velja seveda s pogojem, da smo uskladili hitrost oksidacije s hitrostjo segrevanja taline, kot to zahteva diagram na sl. 2. Če je talina vsebovala več kroma pred začetkom pihanja, je ves prebitni krom, kar ga je bilo nad 8 %, oksidiral v žlindro. Pri izdelavi



Slika 2

Termodinamično optimalni potek oksidacije v elektro peči

Fig. 2

Thermodynamically optimal course of oxydation in electric arc furnace

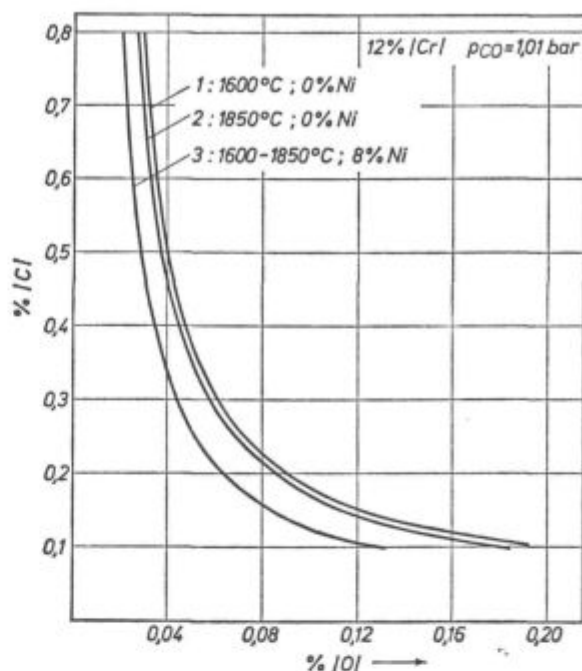
jekla 18/8 s predpisano vsebnostjo ogljika, npr. 0,10 % bi torej lahko popolnoma izpustili fazo redukcije, če bi uporabili vložek z 8 % Cr. V tem primeru bi seveda vseh potrebnih 10 % Cr morali dodati v obliki dragega nizkoogljicnega ferokroma in bi to bilo negospodarno, čeprav bi bila oksidacija izvedena termodinamično optimalno. Zato v praksi izhajamo iz vložka, ki ima n. pr. 12 % Cr, zaradi česar nam ob pravilnem delu približno 4 % kroma odgori v žilindro, ki jo potem reduciramo, tako potreben dodatek FeCr suraffine zmanjšamo od 10–11 % na 7–8 %, kar je veliko bolj ekonomično, kljub daljšem trajanju šarže, večji porabi apna, FeSi in električne energije.

Ta način oksidacije je optimalen s stališča proizvodnih stroškov in se torej razlikuje od termodinamično optimalnega, pri katerem ni oksidacije kroma, ravno v tem, da namenoma dopušča delno oksidacijo kroma, vendar v najmanjši možni meri. Zato je poznavanje termodinamičnega optimuma nujno.

2.3 Ravnotežje C-O v prvi fazi oksidacije

V primeru pravilno sestavljenega vložka, oziroma pravilne priprave taline za oksidacijo, tj. pravilne temperature začetka oksidacije, imamo v prvi fazi oksidacije skoraj popolnoma selektivno oksidacijo ogljika. Vsebnost kisika v talini je določena z ravnotežjem C-O. Ogljik v nadkritični koncentraciji učinkovito ščiti krom pred oksidacijo. Krom v talini znižuje aktivnost ogljika in kisika, saj sta oba interakcijska parametra negativna: $e_C^{Cr} = -0,024$ in $e_O^{Cr} = -0,045$. To pomeni, da krom povečuje topnost kisika v talini. Zaradi tega taline s kromom vsebujejo pri enakem ogljiku več kisika kot taline brez kroma, čeprav imamo v obeh primerih ravnotežje C-O. Za ravnotežje med ogljikom in kisikom v jeklu je znano, da je le malo odvisno od temperature, kar vidimo tudi iz diagrama na sliki 3, ki nam prikazuje ravnotežno odvisnost med ogljikom in kisikom v talini z 12 % Cr.

Na sliki 3 vidimo tri krivulje. Krivulji 1 in 2 veljata za talino z 12 % Cr brez Ni, vendar krivulja 1 velja za 1600 °C, krivulja 2 pa za 1850 °C. Vidimo torej, da lahko vpliv temperature v tem primeru skoraj zanemarimo. Če talina vsebuje še Ni, potem je krivulja premaknjena v levo, t. j. pri enakem ogljiku je vsebnost kisika manjša. Nikelj torej zmanjšuje topnost kisika. Vpliv Ni je bistveno večji kot vpliv temperature in ga zato ne smemo zanemariti. Nikelj namreč povečuje aktivnost ogljika in kisika, saj sta oba interakcijska parametra pozitivna: $e_C^{Ni} = 0,012$ in $e_O^{Ni} = 0,005$. To pomeni, da Ni poboljšuje selektivnost oksidacije ogljika, in kot vidimo, premakne ravnotežno krivuljo v levo, oziroma navzdol. Ob dodatku Ni nastopi torej prenasičenost taline z ogljikom glede na množino kisika, ki je v talini, zato se oksidacija ogljika pospeši in sistem skuša znova vzpostaviti porušeno ravnotežje. Selektivnost oksidacije



Slika 3

Vpliv Ni in temperature na ravnotežje C-O med prvo fazo oksidacije v elektro obločni peči

Fig. 3

Influence of Ni and temperature on the C-O equilibrium during the first step of oxidation in electric arc furnace

ogljika se še dodatno izboljša zaradi vpliva Ni na aktivnost kroma v talini, interakcijski parameter $e_{Cr}^{Ni} = -0,009$, tj. Ni zmanjšuje aktivnost kroma.

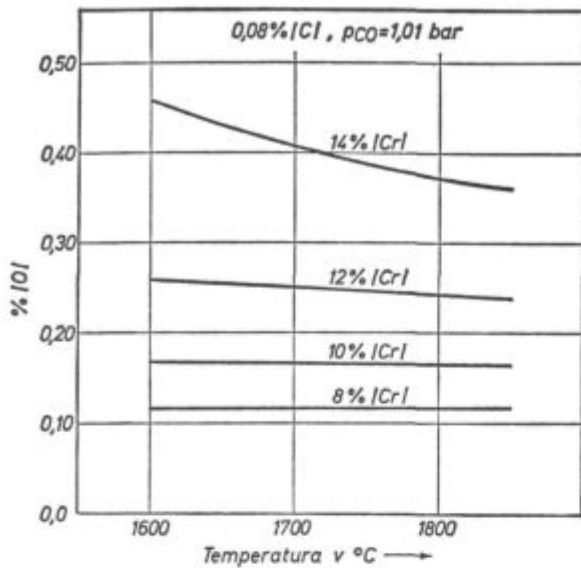
2.4 Vpliv temperature na vsebnost kisika

Čeprav smo ugotovili, da vpliv temperature na vsebnost kisika v talini z 12 % Cr lahko zanemarimo (sl. 3), vsaj v območju med 1600 in 1850 °C in kljub temu, da je znano, da je ravnotežje C-O razmeroma malo odvisno od temperature, je treba še kvantitativno ugotoviti, kako na to temperaturno odvisnost vpliva krom. Kot vidimo iz slike 4, je vpliv temperature na vsebnost kisika pri konstantnem ogljiku (0,08 % C) odvisen od vsebnosti kroma v talini.

Kot vidimo iz slike 4, temperatura skoraj nima vpliva na vsebnost kisika v talinah, ki vsebujejo 8–10 % Cr. Pri naraščanju vsebnosti Cr je vpliv temperature čedalje bolj izrazit, tako da je, čeprav majhen, povsem jaseen pri talinah z 12 % Cr in izrazit pri talinah, ki vsebujejo 14 % Cr. Računalska obdelava je pokazala, da do vsebnosti približno 10 % Cr temperatura povečuje vsebnost kisika v talini, nad 10 % Cr pa naraščanje temperature povzroča znižanje vsebnosti kisika.

2.5 Selektivna oksidacija ogljika v prvi fazi oksidacije

V prvi fazi oksidacije v elektroobločni peči poteka selektivna oksidacija ogljika in se vsebnost kisika v talini spreminja, kot to kaže slika 5. Medtem ko ogljik zaradi oksidacije pada in kisik

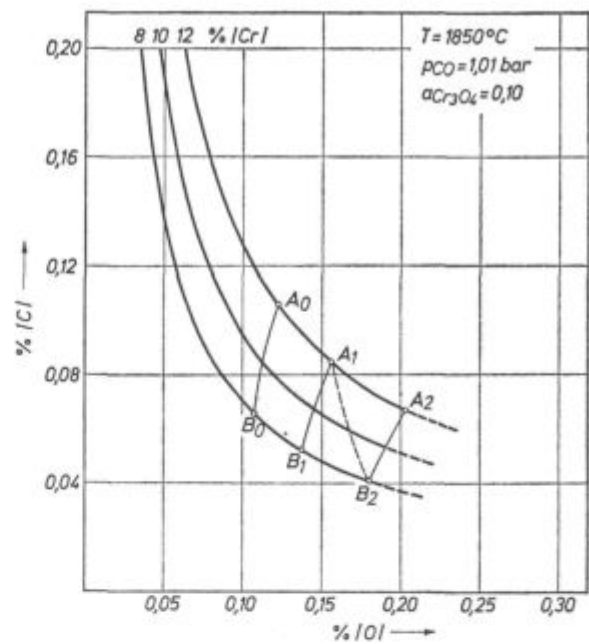


Slika 4

Vpliv temperature na vsebnost kisika v talini z 0,08 % C in 8–14 % Cr pri $p_{CO} = 1,01$ bar

Fig. 4

Influence of temperature on the oxygen content in melt with 0,08 % C and 8–14 % Cr at $p_{CO} = 1,01$ bar



Slika 6

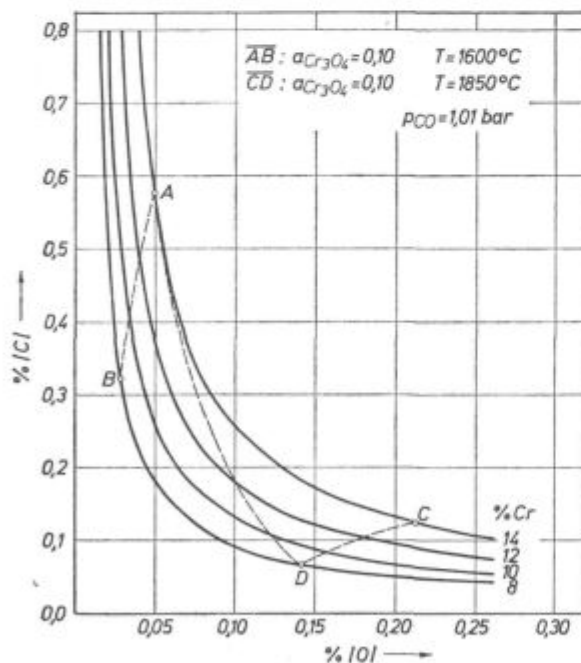
Vpliv Ni in $a_{Cr_2O_3}$ v končni fazi oksidacije

Fig. 6

Influence of Ni and $a_{Cr_2O_3}$ in the final step of oxydation

raste, se koncentracija ogljika približuje kritični koncentraciji, ko nastopi trojno ravnotežje C-Cr-O namesto ravnotežja C-O. Kritične koncentracije ogljika pri temperaturi 1600 °C kaže krivulja AB na sliki 5. Ker med oksidacijo narašča temperatura

taline, smo vrisali še krivuljo CD, ki kaže kritične koncentracije ogljika, tj. meje, do katerih lahko poteka selektivna oksidacija ogljika pri temperaturi 1850 °C.



Slika 5

Vsebnost kisika v talini z 8–14 % Cr med oksidacijo v elektro obločni peči

Fig. 5

Oxygen content in the melt with 8–14 % Cr during the oxydation in electric arc furnace

Kot vidimo s slike 5, vsebnost kisika v talini narašča med selektivno oksidacijo ogljika. Ko se vzpostavi ravnotežje C-Cr-O, tj. ko prebitni ogljik odgori, se začne istočasna oksidacija ogljika in kroma. Pri tem začne vsebnost kisika v talini upadati po krivulji AB, oz. CD, odvisno od temperature.

V primeru taline z npr. 14 % Cr in 0,6 % C in konstantni temperaturi 1600 °C ter ob predpostavki, da se temperatura med oksidacijo ne spreminja, kar je seveda nerealno, bi selektivna oksidacija ogljika potekala po krivulji za 14 % Cr od točke pri 0,6 % C do točke A, ko bi se začela istočasna oksidacija kroma in ogljika. Oksidacija naprej poteka po krivulji AB in bi v točki B imeli le 8 % Cr pri 0,32 % C in temperaturi 1600 °C. Če pa predpostavimo konstantno temperaturo 1850 °C, potem bi potekala oksidacija po isti krivulji vse do točke C, t. j. do 0,12 % C in nato po krivulji CD ob oksidaciji kroma in ogljika, tako da bi pri 8 % kroma dosegli 0,065 % C — točka D.

Točko D lahko torej dobimo bodisi po poti ABD ali ACD, končni rezultat je enak. Za pot ACD potrebujemo temperaturo 1850 °C, za pot ABD pa 1600 °C za odsek AB in 1850 °C za odsek BD. V praksi pa temperatura postopoma narašča med oksidacijo in je dejanska pot žilavenja dana s krivuljo AD.

Najbolj neugodna izmed treh omenjenih možnosti je oksidacija po poti ABD, in sicer zato, ker je oksidacija ogljika po krivulji BD zelo otežkočena in zato počasna zaradi velike količine žlindre, ki bi bila v našem primeru praktično strjena, saj bi vsebovala preko 35 % Cr_3O_4 . Najbolj ugodna pa je oksidacija po poti ACD, ker bi potekala zelo hitro na odseku AC glede na to, da bi žindra bila dobro tekoča, saj bi vsebovala le 4–6 % Cr_3O_4 , ker bi v tem primeru imeli selektivno oksidacijo ogljika. Ta primer jasno kaže pomen dobrega usklajevanja temperature taline s hitrostjo žilavenja in je ravnotežje C-Cr-O treba opazovati kot ravnotežje C-Cr-O-T. Prenizka temperatura ob začetku pihanja kisika ima zelo neugodne posledice, posebno če je še povezana z majhno intenzivnostjo pihanja kisika in če delamo v majhni peči.

2.6 Ravnotežje C-Cr-O ob koncu oksidacije

Ob koncu oksidacije nimamo več selektivne oksidacije ogljika in smo v področju termodinamičnega ravnotežja med ogljikom, kromom in kisikom v talini. V analizi slike 5 smo zanemarili vpliv sestave žlindre in taline, oziroma vpliv aktivnosti kromoksida v žindri in vsebnosti Ni v talini, temveč smo obravnavali le vpliv temperature. Dia-

gram na sliki 6 nam ponazarja vpliv Ni in $a_{\text{Cr}_3\text{O}_4}$ v končni fazi oksidacije in je prirejen tako, da čimbolj ustreza dejanskemu stanju ob koncu oksidacije v elektroobločni peči.

Pri izdelavi feritnih jekel, t. j. ko talina ne vsebuje Ni, selektivna oksidacija ogljika pri 1850 °C, t. j. ob koncu oksidacije, poteka po izotermah CO na sliki 6 do presečišča ustrezne izoterme s krivuljo A_0B_0 in potem naprej po tej krivulji ob istočasnem odgoru kroma. Pri izdelavi avstenitnih jekel, npr. jekla 18/8, vsebuje talina ob koncu oksidacije približno 8 % Ni, kar premakne ravnotežje C-Cr-O, t. j. krivuljo A_0B_0 v lego krivulje A_1B_1 . Obe krivulji veljata za razmeroma nizko aktivnost Cr_3O_4 , t. j. za $a_{\text{Cr}_3\text{O}_4} = 0,10$. Pri večji aktivnosti Cr_3O_4 , t. j. pri večji vsebnosti Cr v žindri se krivulja ravnotežja C-Cr-O premakne proti nižji koncentraciji ogljika. Tako se ravnotežje C-Cr-O premakne iz A_1B_1 v A_2B_2 , če aktivnost Cr_3O_4 v žindri naraste od 0,10 na 0,25. Potemtakem poteka oksidacija taline z n. pr. 12 % Cr in 8 % Ni ob koncu pihanja po izotermi za 12 % Cr in 1850 °C do točke A_1 , ko se doseže ravnotežje C-Cr-O, in nato ob oksidaciji kroma in ustreznem naraščanju aktivnosti krom-oksida po krivulji A_1B_2 . Pri pravilnem delu lahko torej ob koncu oksidacije pri 1850 °C dosežemo 0,04 % C ob 8 % Cr v talini.

ZUSAMMENFASSUNG

Im ersten Teil werden die thermodynamischen Grundlagen der Erzeugung von nichtrostenden Stählen nach der klassischen Technologie im Lichtbogenofen behandelt, während dem im zweiten Teil die jezeitliche Technologie der Erzeugung von nichtrostenden Stählen nach dem Duplex Verfahren Lichtbogenofen — Vakuumfrischen behandelt wird. Die Einflüsse der Temperatur, des Nickel und Chromgehaltes in der Schmelze auf das Gleichgewicht zwischen Kohlenstoff und Sauerstoff im Bereich der selektiven Oxydation von Kohlenstoff, welche in der ersten Phase der Oxydation unter der Bedingung Verläuft, dass die Konzentration von Kohlenstoff gleich oder grösser von der kritischen Konzentration ist, werden analysiert. Ein Diagramm wird angegeben nach dem es möglich ist der Oxydation von Chrom in der Anfangsphase der Oxydation durch die Überhitzung der Schmelze auf die entsprechende

Temperatur vor dem Sauerstoffblasen auszuweichen. Chrom in der Schmelze verschiebt die Isothermen C-O gegen höheren, Nickel aber gegen niedrigeren Kohlenstoffgehalten. Die zweite Phase der Oxydation verläuft bei gleichzeitiger Oxydation von Chrom und Kohlenstoff, dass heisst unter den Bedingungen des Gleichgewichtes C-Cr-O. Durch die Erhöhung der Temperatur und des Nickelgehaltes in der Schmelze, kann das Gleichgewicht C-Cr-O gegen niedrigeren Kohlenstoffgehalten verschoben werden und so die selektive Oxydation von Kohlenstoff verlängert werden. Ein Programm für den Rechner ist ausgearbeitet worden welcher eine optimale Führung der Oxydation und eine wesentliche Verbesserung der klassischen Technologie durch die Applikation der bisherigen empirischen Arbeitart möglich macht.

SUMMARY

The first part treats the thermodynamical principles of manufacturing stainless steel by standard technology, i. e. in electric arc furnace, while the second part will modern technology of manufacturing stainless steel by duplex process in electric arc furnace and VOD. Influences of the temperature, and of nickel and chromium contents in the melt on the equilibrium between carbon and oxygen are analysed, i. e. in the region of selective carbon oxidation occurring in the first step of oxidation under the condition that the carbon concentration is equal or greater of the so called critical concentration. A diagram is presented which enables the prevention of chromium oxidation in the first step of oxydation by overheating the melt to a corre-

sponding temperature before the start of oxygen blowing. Chromium in the melt shifts C-O isotherms to higher, and nickel to lower initial carbon contents. The second step of oxidation means simultaneous oxidation of chromium and carbon, i. e. under the conditions of C-Cr-O equilibrium. Increased temperature and nickel content in melt shift the C-Cr-O equilibrium to lower carbon contents and thus the selective oxidation of carbon is prolonged. Developed computer programme enables optimal control of oxidation and thus essential improvement of the standard technology by applying thermodynamical rules instead of present empirical way of work.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В первой части изложения рассмотрены основы производства нержавеющей сталей по классической технологии т. е. в дуговой электропечи, а в другой части — современная технология производства этих сталей дуплекс способом: дуговая электропечь — VOD.

Проанализированы влияния температуры и содержания Ni и Cr в расплаве на равновесие между углеродом и кислородом т. е. в пределе селективного окисления углерода, которое происходит в первой фазе окислительного процесса под условием, если концентрация углерода одинакова или превышает критическую концентрацию.

Приведена диаграмма, которая дает возможность отклониться от окисления Cr в первой фазе окислительного процесса с перегревом расплава на соответствующую температуру до начала вдувания кислорода.

В расплаве элемент Cr передвигает изотермы C-O к более высоким, а Ni к более низким содержанием углерода. Следующая фаза окисления происходит при одновременном окислении хрома и углерода т. е. при условиях равновесия C-Cr-O.

С повышением температуры и содержания Ni в расплаве можно передвинуть равновесие C-Cr-O к низким содержаниям углерода и, таким образом, продолжить селективное окисление углерода.

Разработанная вычислительная программа дает возможность выполнять оптимальный процесс окисления и осуществить улучшение классической технологии с применением термодинамических закономерностей вместо до сих пор существующего эмпирического способа работы.

Prispevek k optimizaciji proizvodnje dinamo jekel

UDK: 669.14.018.5
ASM/SLA: ST-f

Koroušić, B., O. Kürner, J. Arh

Problematika proizvodnje dinamo jekel z 2 % Si in 0,25 % Al v električni obločni peči. Analiza posameznih etap: oksidacija, rafinacija, prebod, obdelava taline v ponovci. Termodinamična analiza reakcij med žlindro in talino v fazi rafinacije v peči. Obnašanje kisika v tekočem jeklu s posebnim podarkom na kinetiko izločanja oksidnih vključkov v fazi mirovanja, prelivanja iz ponovce v ponovco in argoniziranja.

UVOD

Železarna Jesenice ima dolgoletno tradicijo na področju izdelave tk. i. elektrotehničnih jekel, oziroma dinamo in trafo jekel.

Zaradi nenehnega naraščanja proizvodnih stroškov, zlasti drastičnega povečanja cene električne energije v zadnjem desetletju, si prizadevajo proizvajalci, pa tudi številni porabniki teh jekel, da je kvaliteta jekla v predelanem stanju čim višja.

V železarni Jesenice proizvajamo dinamo jekla v 60-tonski električni obločni peči. Intenzivnejša proizvodnja EKC — kvalitet se je začela konec 1976. leta za oskrbo hladne valjarne. Današnja planska proizvodnja dinamo jekel znaša okoli 60.000 ton, kar predstavlja 12 % celotne proizvodnje železarne Jesenice.

Z začetkom masovne proizvodnje teh jekel so se začele pojavljati različne tehnološke, in delno tudi kvalitetne težave. Pri litju jekla je največ težav povzročalo mašenje izlivenikov in mešanje žlindre in jekla pri preobodu peči.

Ker ima železarna Jesenice v svojem investicijskem programu do 1985. leta nabavo VOD — postopka, kakor tudi napravo za vpihovanje Ca — zlitin, je razumljiva želja, da proizvodnjo dinamo jekel preusmeri na to novo tehnologijo, ki ima vrsto prednosti v primerjavi z obstoječo proizvodnjo. Toliko bolj je pomembno posneti sedanjo tehnologijo s procesnega, pa tudi z ekonomskega vidika, ker bo le na ta način možno izvršiti primerjavo med novo in staro tehnologijo.

V članku so opisani nekateri rezultati iz raziskovalne naloge*, ki je del širšega projekta. Osnovni

cilj projektne naloge je izboljšanje obstoječe tehnologije in komparativni študij pri prehodu iz stare v novo tehnologijo.

1. TEHNOLOGIJA IZDELAVE DINAMO JEKEL

Le redko v metalurški literaturi zasledimo tako pomanjkljive informacije o določeni problematiki, kot je tehnologija izdelave dinamiko jekel. Največji del informacij se nanaša na tehnične karakteristike teh jekel (teksture, magnetne lastnosti, staranje itd.) (1—8), medtem ko je področje izdelave jekla (z izjemo nekaj informacij o izdelavi teh jekel v SM — pečeh) praktično nedostopno za strokovno literaturo (9—18).

Zato je pri tovrstnih raziskavah zelo težko delati primerjavo med našimi praktičnimi izkušnjami in rezultati drugih avtorjev.

Tehnološki proces izdelave dinamiko jekel v železarni Jesenice poteka po tk. i. klasičnem postopku:

— 60-tonsko električno obločno peč uporabljamo za taljenje vložka, oksidacijo ogljika, rafinacijo v peči,

— obdelava taline v ponovci (kar vključuje legiranje Si in Al) po metodi dveh ponovc,

— litje jekla v brame in njihova nadaljnja predelava v vroči valjarni.

(I) Vložek je sestavljen iz grodlja (13 %), starega železa (33 %), ostanek je krožni material. Zaželeno je, da vsota oligo-elementov $Cu + 8 \times Sn$ ne prekorači mejo 0,5 %.

Taljenje vložka izvajamo intenzivno z uporabo kisika za rezanje starega železa. Taljenje traja v povprečju 170 ± 26 min, kar pomeni, da je povprečna hitrost taljenja okoli 27 ton/uro. Po taljenju znaša povprečna sestava I. preizkušanca:

0,52 % C, 0,11 % Si, 0,33 % Mn, 0,020 % P, 0,039 % S, 0,18 % Cr, 0,23 % Cu, 0,15 % Ni.

V fazi taljenja dodajamo škajo ali rudo, apno, apnenc in jedavec v skupni količini okoli 6 % teže kovinskega vložka.

(II) Oksidacija taline poteka s plinskim kisikom. Povprečna hitrost oksidacije ogljika (v času pihanja 20—45 min) znaša 0,62 % C/h.

* Projekt C 2 — 0169: Tehnologija obdelave jekla s posebnimi postopki sekundarne rafinacije, 1981—1985

Med oksidacijo se v celoti odstrani Si, delno Mn, S, P in Cr, pri čemer se novo nastali oksidi (delno žvepla) prenašajo v žlindro.

Po končanem pihanju dosežemo naslednje povprečne vrednosti:

a) jeklo: 0,021 % C, 0,18 % Mn, 0,014 % P, 0,030 % S, 0,13 % Cr, 0,23 % Cu, 0,15 % Ni.

b) žlindra: 29 % CaO, 17 % SiO₂, 19 % FeO, 8 % Fe₂O₃, 10 % MnO, 6 % MgO, 4 % Al₂O₃, 0,28 % P₂O₅, 3 % CaF₂.

c) temperatura taline: 1696 °C.

(III) Cilj rafinacije taline je odprava žvepla in delno znižanje vsebnosti kisika preko preddezoksidacije taline z FeMn-suraffine. Povprečni čas rafinacije znaša okoli 65 minut, pri čemer se temperatura taline zniža za okoli 50 °C. Kot bomo pokazali v nadaljnji analizi, ta faza zasluži precejšnjo pozornost zaradi nekaterih pomanjkljivosti, ki niso v skladu s teoretičnimi osnovami procesa rafinacije jekla.

(IV) Prebod taline iz peči izvršimo skupaj z žlindro v šamotno ponovco. Med prebodom dodajamo okoli 2/3 FeSi in le manjši del aluminija za vezavo kisika in zaščito Si pred oksidacijo. Zaradi legiranja taline s silicijem naraste temperatura taline na okoli 1965 K (= 1692 °C).

Povprečni izkoristki legiranja so: ETA-Si = 93 % in ETA-Al = 56 %.

Sestava taline: 0,031 % C, 1,28 % Si, 0,37 % Mn, 0,025 % P, 0,023 % S, 0,10 % Cr, 0,22 % Cu, 0,15 % Ni, 0,078 % Al.

Po času cca. 10 min se prelije talina iz 1. ponovce v 2. ponovco z dolomitno obzidavo in drsnim zapiralom. Pri tej operaciji se zadrži žlindra v celoti v 1. ponovci.

Talina se pri tem legira s preostalo količino Si in Al in takoj nato pokrije s sintetično žlindro (apno + jedavec).

Mirovanje taline v 2. ponovci traja v povprečju 10 minut, nakar sledi litje v brame.

2. METALURŠKE ZAKONITOSTI V PROCESU RAFINACIJE TALINE V PEČI IN PONOVCU

Po končani oksidaciji ogljika ima talina zelo visoko vsebnost aktivnega kisika, ki je pogojena z vsebnostjo ogljika in mangana, pa tudi z oksidacijskim potencialom žlindre.

Čprav del oksidativne žlindre odstranimo in dodamo večjo količino apna in jedavca, je vsebnost oksidov (FeO + MnO) še vedno visoka in se giblje okoli 13 do 15 %.

2.1 Rafinacija v peči

(i) Vsebnost kisika, ocenjena po kriteriju ogljika, sledi iz analize reakcije:



Termodinamična analiza reakcije (1) daje naslednjo vrednost za aktivnost ogljika:

$$a_{\text{O}} = \frac{P_{\text{CO}}}{K_1 \cdot \% \text{C}} \quad (2)$$

Z uporabo znane vrednosti K_1 in empiričnih ugotovitev za P_{CO} v fazi kuhanja šarže ($P_{\text{CO}} = 1.0$ bar) lahko enačbo (2) zapišemo v obliki:

$$a_{\text{O}} = \frac{0,0021 \cdot P_{\text{CO}}}{\% \text{C}} = 0,0875 \quad (3)$$

Aktivnost kisika pri povprečni vrednosti 0,024 % C znaša torej okoli 0,09 %. Po kriteriju oksidacijskega potenciala žlindre lahko izhajamo iz reakcije:



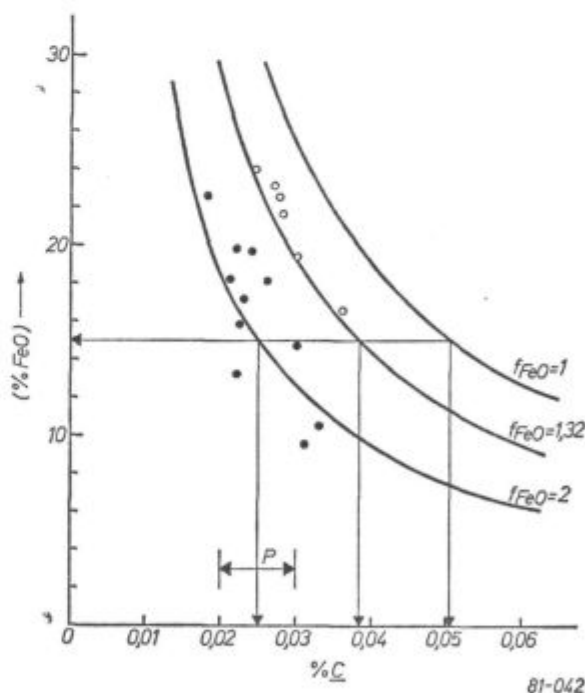
V tem primeru velja relacija:

$$a_{\text{O}} = \frac{a_{\text{FeO}}}{K_4} \quad (5)$$

Za konkretno sestavo žlindre v fazi rafinacije lahko po teoriji Čujka¹⁷ ocenimo vrednost a_{FeO} po relaciji:

$$a_{\text{FeO}} = \frac{f_{\text{FeO}}}{n'} = 0,223 \quad (6)$$

Po tej metodi dobimo vrednost aktivnosti kisika: $a_{\text{O}} = 0,06$. Če povežemo oksidacijski potencial žlindre z vsebnostjo ogljika, dobimo odnose, ki jih prikazuje **slika 1**.



Slika 1

Ravnovesni odnosi med vsebnostjo FeO v žlindri in vsebnostjo ogljika v talini (faza rafinacije) pri $T = 1918$ K (= 1645 °C)

Fig. 1

Equilibrium relations between FeO content in slag and carbon content in melt (refining phase) at $T = 1918$ K (= 1645 °C)

(II) Dobljena analiza kaže, da je potrebno v fazi rafinacije izvršiti občutno znižanje vsebnosti aktivnega kisika, če želimo kontrolno znižanje mangana v talini. V nasprotnem primeru bo »odgor« mangana tako velik, da postane dodatek dragega FeMn-suraffine nesmiseln. Ta trditev je povsem v soglasju s praktičnimi rezultati, ki jih kaže slika 2.

Iz teh podatkov je razvidno, da se pri razmerju FeO/MnO = 2,22 več kot polovica Mn oksidira in da torej Mn v teh količinah ne more bistveno znižati vsebnost kisika.

Ker je v celotni fazi rafinacije vsebnost kisika visoka, so termodinamični pogoji za odpravo žvepla otežkočeni in edino visoka temperatura ugodno vpliva na kinetiko odžveplanja.

To dejansko tudi dokazuje primerjava vsebnosti žvepla po končani oksidaciji, oziroma rafinaciji taline (povprečne vrednosti):

po končani oksidaciji: $\underline{S}_O = 0,030 \%$

po končani rafinaciji: $\underline{S}_R = 0,024 \%$

Tudi v zadnji argument, ki smo ga omenili v zvezi z upravičenostjo faze rafinacije v peči, tj. odprava nekovinskih vključkov, lahko podvomimo, kajti pri tako visokem potencialu kisika v talini obstaja le manjša količina nekovinskih vključkov, kar smo dokazali s primerjavo med celotnim in aktivnim kisikom²¹.

Iz vsega povedanega zaključimo, da je faza rafinacije v peči pri sedanji tehnološki shemi neutemeljena, zlasti preddezoksidacija s šibkim (toda dragim) dezoksidantom FeMn-suraffine in da bi jo

bilo mogoče v celoti odpraviti oziroma prenesti v ponovco, o čemer bomo spregovorili v naslednjem poglavju.

2.2 Procesi v ponovci

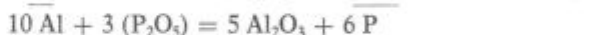
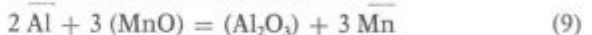
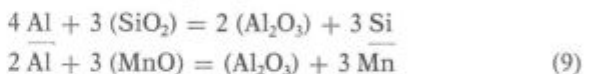
Po preobodu taline iz peči poteka v ponovci vrsta procesov in reakcij, ki močno vplivajo na čistočo jekla in nadaljnja dogajanja v ponovci:

1. ogrevanje predzlitin, oziroma dezoksidantov do temperature tališča — T_m ,
2. taljenje predzlitin, oziroma dezoksidantov,
3. ogrevanje na temperaturo tekočega jekla,
4. reakcija mešanja s tekočim jeklom,
5. reakcija v sistemu: tekoče jeklo — žindra — obloga — zračna atmosfera

Od vseh reakcij imata največji pomen reakciji:



oziroma medsebojni vplivi:



Zanimivo je vprašanje, kako vplivata prisotnost Si in Al na oksidacijski potencial taline.

Analiza reakcije $\underline{Si} + 2 \underline{O} = (\underline{SiO}_2)$ daje naslednje informacije:

$$\Delta G_7 = -1,203 \cdot 445 + 386,64 T \text{ (J/mol)}$$

$$\log K_7 = \log \frac{a_{\underline{SiO}_2}}{a_{\underline{Si}} \cdot a_{\underline{O}}^2} = \frac{31038}{T} - 12,02 \tag{10}$$

$$\log a_{\underline{Si}} = \log \% \underline{Si} + 0,321 \% \underline{Si} + 0,056 \% \underline{Al} \tag{11}$$

$$\log a_{\underline{O}} = \log \% \underline{O} - 0,131 \% \underline{Si} - 0,02 \% \underline{Mn} - 0,74 \% \underline{Al} - 0,133 (\% \underline{P} + \% \underline{S}) \tag{12}$$

Pri analizi enačbe (10) izhajamo iz naslednjih podatkov, oziroma predpostavk:

1. temperatura taline v 1. ponovci znaša v povprečju $1665 \pm 14 \text{ K}$ ($= 1692 \pm 14 \text{ }^\circ\text{C}$),

2. povprečna teža taline v ponovci je 71,45 ton,

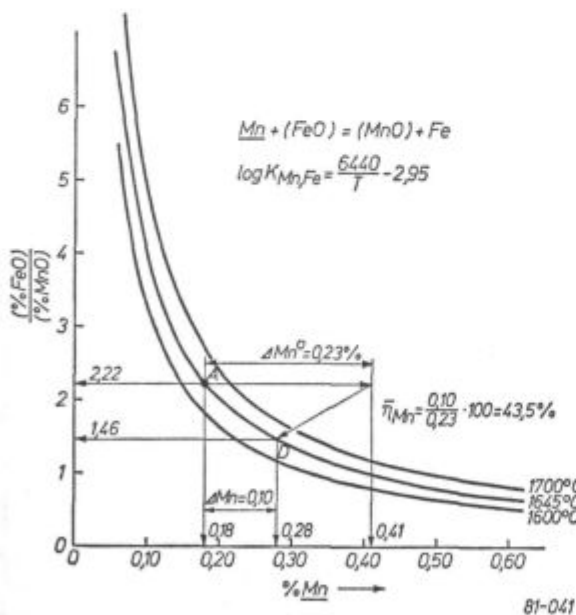
2. povprečna sestava taline v 1. ponovci naj bo identična sestavi taline pred preobodom z možnimi odstopanji pri C, S in P,

4. vsebnosti silicija in aluminija naraščata v skladu z enačbo legiranja:

$$\underline{X} = \underline{X}_p + \tau_k \cdot \Delta X^0 \cdot \frac{(\% i)}{100}, \tag{13}$$

pri čemer je \underline{X} = dejanska vsebnost po končanem legiranju,

\underline{X}_p = vsebnost elementa X pred pričetkom legiranja,



Slika 2

Odvisnost med sestavo žlindre (FeO/MnO) in vsebnostjo Mn v talini v fazi rafinacije

Fig. 2

Relationship between the (FeO/MnO) slag composition and Mn content in melt during the refining phase

η_x = izkoristek elementa X pri le-
giranju, (%)
 ΔX^0 = količina dodatka predzlitine
(v %)
(% i) = % udeležbe elementa x v
predzlitini.

Na osnovi teh podatkov lahko izračunamo
aktivnosti Si in O (enačbe 11 in 12):

$$\log a_{Si} = \log 1,28 + 0,321 \cdot 1,28 + 0,056 \cdot 0,078 = 0,522$$

$$a_{Si} = 3,30$$

$$\log a_O = \log \% O - 0,131 \cdot 1,28 - 0,02 \cdot 0,37 - 0,74 \cdot 0,078 = -0,133$$

$$(0,025 + 0,023) = \log \% O - 0,239$$

$$a_O = 0,577 \cdot \% O$$

$$\log K_7 = \frac{31038}{1692 + 273} - 12,02 = 15,795 - 12,02 = 3,775$$

$$K_7 = 5962$$

Za oceno vsebnosti kisika, če bi kisik bil pod
kontrolno reakcije $Si + 2 O = (SiO_2)$, uporabimo
1. predpostavko, da je $a_{SiO_2} = 1$.

To pomeni, da smo v talino dodali najprej FeSi.
V tem primeru bi znašala ravnotežna vsebnost
kisika:

$$O = \sqrt{\frac{1}{a_{Si} \cdot K_7 \cdot f_{O_2}^2}} = \sqrt{\frac{1}{3,3 \cdot 5962 \cdot 0,577^2}} = 0,0124 \%$$

Če izhajamo iz predpostavke, da je vsebnost
kisika pred prebodom znašala okoli 0,09 %, potem
lahko ocenimo »odgor« silicija:

$$\Delta \% Si = \frac{M_{Si}}{2 M_O} \cdot \Delta O = \frac{28,086}{32} \cdot (0,09 - 0,0124) = 0,0711 \text{ ali } 52 \text{ kg FeSi,}$$

$$\text{ozioroma } \eta_{Si} = \frac{1000 - 51}{1000} \cdot 100 = 94,9 \%$$

(praktično: 93 %).

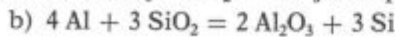
Pri tem nastanejo SiO_2 — vključki v količini:

$$\Delta SiO_2 = \frac{M_{SiO_2}}{2 M_O} \cdot \Delta O = \frac{60,08}{32} \cdot (0,09 - 0,0124) = 0,152 \%$$

Ker istočasno dodajamo tudi Al, ta takoj
reagira s kisikom v talini, tako nastanejo Al_2O_3
vključki po reakciji:



ali se reducirajo SiO_2 — vključki po enačbi:



Potrebno količino Al za kompletno redukcijo
 SiO_2 — vključkov izračunamo iz stehiometričnega
razmerja:

$$\Delta \% Al = \frac{4 M_{Al}}{3 M_{SiO_2}} \cdot \Delta SiO_2 = \frac{4 \cdot 26,98}{3 \cdot 60,086} \cdot 0,152 = 0,0910$$

Ker smo dodali teoretično količino Al 0,135 %, ostane v talini

$$0,135 - 0,091 = 0,0441 \% Al,$$

ozioroma izkoristek Al znaša le 32,5 %. (praktična vrednost: 55 %)

V praktičnih pogojih delujeta istočasno Al in Si, tako da je končni rezultat kompleksna reakcija med številnimi reaktanti v tekočem jeklu, žlindri in s površino ognjevarnega gradiva.

Zanimivo je vprašanje, koliko je lahko celotnega kisika v ravnotežju s talino in nekovinskimi vključki, ki nastanejo po prebodu. Odgovor na to vprašanje smo poskušali poiskati s quasi-teoretično izpeljano enačbo²²:

$$\log \% O_C + \log f_O = 0,25 \log \left[a_{Mn} \cdot a_{Si} \cdot 10^{\frac{36676}{T}} - 10,34 + a_{Al} \cdot a_{Si} \cdot 10^{\frac{62076}{T} - 21,82} \right] \quad (14)$$

Z uporabo te enačbe in podatkov o sestavi taline v 1. ponovci dobimo naslednje podatke:

$$a_O = 0,0062$$

$$O_C = 0,0086 \%$$

Pri sedanji tehnologiji mora talina v 1. ponovci mirovati 10 minut (dejansko miruje $8,04 \pm 2,22$ minute). V tem času poteka proces izločanja vključkov, ki se nadaljuje tudi v fazi prelivanja in mirovanja taline v 2. ponovci, ozioroma v fazi litja taline.

Na sliki 3 je prikazana teoretično možna kinetika izločanja, ki je izračunana na osnovi matematičnega modela in bo detajlno opisana na drugem mestu^{20, 23}.

Iz slike 3 je razvidno, da na hitrost izločanja zelo ugodno vpliva faza prelivanja, ki jo lahko okarakteriziramo z energijo mešanja $\epsilon = 44 \text{ W/t}^{20}$. Precejšnje izboljšanje čistoče taline bi prineslo



Slika 3

Teoretično izpeljana kinetika izločanja nekovinskih (oksidnih) vključkov pri izdelavi dinamičnega jekla (kvalitete EKC-18)

Fig. 3

Theoretically deduced kinetics of precipitation of non-metallic (oxide) inclusions in manufacturing electric steel (EKC-18 quality)

nadaljevanje intenzivnega mešanja s plinskim argonom v količinah okoli 200 l Ar/min. Na ta način bi dosegli znatno nižje vsebnosti oksidnih nekovinskih vključkov (ki so pretežno korundnega tipa). Po naši oceni bi se znižala vsebnost celotnega kisika od sedanjih 68 ± 20 ppm na okoli 36 ppm.

Znižanje vsebnosti kisika bi se pokazalo zlasti v fazi litja, ker bi s tem odpadle težave okoli mašenja izlivnikov, ki pri sedANJI tehnologiji predstavljajo precejšnji problem.

SKLEPI IN NAPOTKI ZA PRAKSO

V tuji in domači literaturi zasledimo le redke raziskave, ki se nanašajo konkretno na probleme tehnologije izdelave dinamiko-jekel. Večina raziskav se nanaša na študij uporabnih lastnosti, zlasti vpliv sestave, predelave in drugih tehnoloških dejavnikov na električne in strukturne lastnosti. Zelo malo (in tudi ti so večkrat kontradiktorni) zasledimo uporabnih podatkov o jeklarski praksi.

1. Priprava vložka je na splošno zelo pomembna operacija pri izdelavi jekla. Pri sedANJI tehnologiji se je ustalila praksa, da je vložek sestavljen iz treh osnovnih komponent:

1. grodelj: teža okoli 8—10 ton, cca. 13 % udeležba,
2. krožni material: 30—32 ton, 54 % udeležba,
3. staro železo: 25 ton, 33 % udeležba,

2. Približna ocena termične bilance pokaže, da bi uporaba tekočega grodlja namesto sedanje prakse, tj. uporabe »mrzlega vložka« prinesla precejšnje prihranke pri energiji, ki smo jih ocenili na **4.600.000 kWh/na leto**.

3. Zanimivo je vprašanje žvepla v vložku. Naša ocena je pokazala, da največ žvepla prinese kovinski vložek, in sicer grodelj, oziroma kokilni liv. Del žvepla prinese tudi nekovinski vložek v obliki sulfida, oziroma sulfata (žgano apno reda velikosti 0.1 % S).

4. Povprečni časi za posamezne delovne faze so naslednji:

— taljenje: 170 ± 26 min (1. proba), trajanje faze: 170 ± 26 min

— oksidacija: 218 ± 31 min (2. proba), trajanje faze: 48 ± 5 min

— rafinacija: 252 min (3. proba), trajanje faze: 65 ± 3 min

— prebod: 283 ± 32 min, trajanje faze: cca 4 min

— čas zadrževanja v 1. ponovci: 8 ± 2 min

— čas prelivanja iz 1. v 2. ponovco: 8 min (podatek iz obrata)

— čas zadrževanja v 2. ponovci: $10 \pm 1,6$ min

5. Fazo taljenja karakterizirajo naslednji tehnološki podatki:

— povprečna hitrost taljenja vložka je 27 ton/h,

— povprečna vsebnost ogljika v 1. preizkušancu je $0,52 \pm 0,20$ % C. Nekaj manj kot polovica analiziranih šarž ima vsebnost ogljika pod predpisano

mejo: 0,5 % C in 12 % šarž celo manj kot 0,3 % C. Posledica tega stanja je upočasnjeno izkuhanje šarže z znanimi negativnimi vplivi na odpravo plinov in nekovinskih vključkov, podaljšanje faze taljenja zaradi naogljichenja taline in pdb.

6. Faza oksidacije s plinskim kisikom ima pri izdelavi dinamiko jekel velik pomen. Oglejmo si osnovne tehnološke značilnosti sedanje prakse:

— povprečna hitrost razogljichenja znaša 0,01 % C/min, kar pri nizkolegiranih jeklih štejemo v zelo počasno oksidacijo. Vzrok za to je iskati v nezadostni intenziteti pihanja kisika, ki bi po normativih znanih jeklarn morala znašati v naših pogojih min. $0,30 \text{ m}^3 \text{ O}_2/\text{tono}$, min. in max. $0,50 \text{ m}^3 \text{ O}_2/\text{tono}$, min. Na ta način bi dosegli hitrost razogljichenja (pri C = 0,5 % v 1. preizkušancu): min. 0,024 % C/min in max. okoli 0,04 % C/min. S tem bi skrajšali čas oksidacije od sedanjih 48 ± 5 min na 20, oziroma celo na 12 minut.

7. Povprečna vsebnost ogljika po končanem pihanju leži v predpisanih mejah (0,02—0,03 % C). Vsebnost Mn je nekoliko nizka ($X = 0,18$ % Mn). Temperature se gibljejo okoli 1696 ± 27 °C.

8. Posebno pozornost zasluži sestava žlindre po končani oksidaciji. Analiza je pokazala, da je bazičnost ($B = \% \text{ CaO}/\% \text{ SiO}_2$) znatno nižja od optimalne ($B = 1,75$), kar ima direktni vpliv na oksidacijski potencial žlindre in s tem na hitrost oksidacije ogljika (v 1. fazi pihanja, ko je % C 0,2).

9. Termodinamična analiza sistema žlindra — talina je pokazala, da je po končanem pihanju s kisikom doseženo skoraj ravnotežno stanje, kar je pomembna ugotovitev raziskav. Namreč s tem se odpira možnost, da proces kontroliramo z merjenjem kisika v talini in na osnovi teh meritev damo zanesljiv podatek o: % C, % Mn, % FeO v žlindri.

10. Cilj rafinacije taline v peči je doseči primerno termično stanje taline pred prebodom, zagotoviti predpisano sestavo taline in preprečiti dvig vsebnosti dušika. Tudi pri tej fazi obstaja vrsta odprtih vprašanj, ki bodo predmet nadaljnjih raziskav.

— V preoksidirano talino (po naši oceni je $a_0 = 0,09$) dodajamo FeMnS/nizek C), ki kot šibki dezoksidant reagira s kisikom in so zato izgube Mn okoli 50 %.

11. Legiranje in končna dezoksidacija, spremljana s kombiniranimi dodatki CaSi in CaSiAl, je vsekakor ključna delovna operacija v celotnem tehničnem procesu.

12. Po sedANJI tehnologiji dodajamo cca. 13 kg 98 % FeSi/t in okoli 1,3 kg Al/tono v 1. ponovco. Zaradi visoke aktivnosti kisika v talini se precejšnji del Al oksidira (izguba na Al je ocenjena na okoli 70 %) in manjši del Si (izguba okoli 12 %).

13. V tekočem jeklu so termodinamično stabilni samo Al_2O_3 vključki. Zaradi eksotermnega učinka raztapljanja Si in reakcije Al in Si s kisikom pride do dviga temperature za cca. 55 °C. V fazi miro-

vanja poteka proces izločanja Al_2O_3 — vključkov, ki pa ni tako učinkovit. Po naših ocenah se v času 8 minut odpravi le okoli 18 % vseh vključkov, prisotnih v talini.

14. Naslednja zelo pomembna je faza preli-vanja taline iz ponovce v ponovco. Naši grobi iz-računi so pokazali, da pri tej operaciji dovedemo okoli 44 W/t energije, ki prispeva velik delež k intenzivnemu izločanju oksidnih nekovinskih vključkov.

15. Analiza kinetike izločanja nekovinskih vključkov v ponovci kaže, da bi dosegli zelo ugod-ne rezultate glede čistoče jekla, če bi fazo miro-vanja taline v 2. ponovci nadomestili s fazo me-šanja taline z Ar.

Pri intenziteti mešanja, npr. 200 l Ar/min in s povprečnim časom mešanja 20 minut bi lahko dosegli znatno nižjo vsebnost celotnega kisika, ki bi se sukala okoli 36 ppm v primerjavi s sedanjim stanjem — 68 ± 20 ppm. S tem bi odpadle tudi številne težave okoli mašenja izlivnika pri ulivanju, ker bi se vsebnost Al_2O_3 — vključkov znatno znižala.

Literatura

- Borisenko, V. G. et al: Rafinacija trafo jekla pri termični obdelavi, Stal, 1 (1963) s. 81—83 (DK — 981210 — 41)
- Koroleva, V. A., M. I. Ševstjuk: Študij pogojev tvorbe nitridov aluminija v trafo jeklu pri ogrevanju, Stal 11 (1966) s. 1038—1041 (DK — 981211 — 41)
- Ageev, G. A. et al: Nove vrste hladno-valjanih elektro-tehničnih jekel, Stal 5 (1967) s. 453—455 (DK — 981212 — 41)
- Levin, A. M. et al: Aluminij v proizvodnji hladnovalja-nega trafo jekla, Stal 5 (1967) s. 459—462 (DK — 981213 — 41)
- Levin, A. M. et al: Nekovinski vključki v hladnovaljani trafo pločevini, Stal 5 (1967) s. 462—467 (DK — 981214 — 41)
- Javojskaja, T. N. et al: Obnašanje dušika v trafo jeklu pri termični obdelavi, Stal 12 (1968) s. 1131—1133 (DK — 981215 — 41)
- Koncevaja, E. M. et al: Izdelava pločevine nizkoogljič-nega trafo jekla z izboljšanimi magnetnimi lastnostmi, Stal 12 (1969) s. 1129—1130 (DK — 981216 — 41)
- Borisenko, V. G. et al: Osnovni principi režima tehnoloških procesov proizvodnje elektrotehničnih jekel, Stal 8 (1969) s. 738—740 (DK — 981217 — 41)
- Bohuš, O: Parametri, ki vplivajo na kvaliteto jekla pri izdelavi orientirane trafo pločevine, Hutnicke listy 3 (1969) s. 161—166 (DK — 981218 — 41)
- Klemm, P., G. Naumann: Eintwicklung und Produktion von hochwertigem Dynamoband, Neue Hütte, H. 8 (1973) s. 469—475 (DK — 981219 — 41)
- Družinin, V. V. et al: Strukturne spremembe v vroče valjani trafo pločevini z vsebnostjo do 0,12 % Al, Stal 9 (1974) s. 841—842 (DK — 981220 — 41)
- Radin, F. et al: Raziskave faktorjev, ki prispevajo krhkosti visoko-silicijevih elektrotehničnih jekel, Stal 4 (1975) (DK — 981221 — 41)
- Martin, P. et al: Praktische Erfahrungen zur Herstellung, zur Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten von kalt-gewalzten Dynamobändern, Neue Hütte H. 10 (1975) s. 593—595 (DK — 981222 — 41)
- Papperhoff, W., W. Pitsch: Eisen-Silizium Legierungen mit höheren Siliziumgehalten als Werkstoffe für die Elektrotechnik, Arch. für Eisenhüttenwes., Nr. 11 (1976) s. 685—689 (DK — 981223 — 41)
- Eršova, L. P. et al: O krhkosti hladnovaljane trafo pločevine, Stal 2 (1976) s. 171—174 (DK — 981224 — 41)
- Bolling, F. et al: Hochwertige Elektrobleche für die Energietechnik, Stahl u. Eisen Nr. 22 (1981)
- Čujko, N. M.: Trafo-jekla, Izd. »Metallurgija« Moskva (1970)
- Molotilova, B. G. et al: Zveplo v elektrotehničnih jeklih, Izd. »Metallurgija« Moskva (1973)
- Interna poročila Zelezarne Jesenice: C 2/24 (Arh, Ravnik), 1977, ibid. C 2/25 (Arh), 1977, ibid. C 2/26 (Arh, Ravnik), 1977, ibid. (Senica), 1981
- Koroušič, B., O. Kürner, J. Arh: Določitev optimalnih tehnoloških pogojev modificirane in vakuumske tehnologije za izdelavo dinamiko jekla kot osnova za kakovostno in ekonomsko primerjavo med obema tehnologijama — I. del, Poročila Metalurškega inštituta v Ljubljani, december (1981) MI št. 895 (81-006)
- Koroušič, B. et al: Application of oxygen probe for optimization of steel deoxidation, Voest-Alpine Continuous Casting Conference (1981)
- Koroušič, B. Wirkung der Stahldesoxidation auf die Entschwefelung und die Art der nichtmetallischen Einschlüsse bei der Stahlerschmelzung, Radex-Rundschau H. 3 (1980) s. 249—259 (DK — 981522 — 5)
- Koroušič, B: Vpliv mešanja in sestave žindre v ponovci na kinetiko izločanja nekovinskih vključkov in »odgor« aluminija, XXIX. jesensko posvetovanje strokovnjakov črne in barvne metalurgije ter livarstva Slovenije, Portorož 1. in 2. oktober (1981)

ZUSAMMENFASSUNG

In der fremden wie auch in der einheimischen Fachliteratur gibt es nur wenige Forschungsarbeiten die sich mit den konkreten Problemen der Technologie der Erzeugung von Dynamo Stahl befassen würden. Die meisten Forschungsarbeiten beziehen sich auf das Studium der Gebrauchseigenschaften, besonders den Einfluss der chemischen Zusammensetzung der Verarbeitung und anderer Technologischer Einflüsse auf die elektrischen und Gefügeigenschaften. Es gibt nur wenige brauchbare Daten (und auch die sind manchmal widersprechend) über die Stahlherstellungspraxis.

Nach der zur Zeit angewendeten Technologie werden cca 13 kg 98 % Fe Si/t und etwa 1,3 kg Al/t in die erste Pfanne gegeben. Wegen der hohen Sauerstoffaktivität in der Schmelze wird ein beträchtlicher Teil von Al (der Al Verlust wird auf 70 % geschätzt) und ein kleinerer Teil von Si oxydiert (etwa 12 %). Im flüssigen Stahl sind thermodynamisch beständig nur die Al_2O_3 Einschlüsse. Wegen des exothermen Effektes der Silizium-auflösung und der Reaktion von Al und Si mit dem Sauerstoff kommt zu einer Temperaturerhöhung von cca 55 °C. In der folgenden Ruhephase verläuft der Prozess der Ausscheidung von Al_2O_3 Einschlüssen welcher aber nicht so sehr wirkungsvoll ist.

Nach unseren Schätzung werden in der Zeit von acht Minuten nur etwa 18 % aller Einschlüsse die in der Schmelze anwesend sind abgetragen.

Die nächste sehr wichtige Phase ist das Umgießen der Schmelze aus der ersten in die zweite Pfanne. Unsere groben Ausrechnungen zeigten, dass bei dieser Operation etwa 44 W/t Energie Zuführt wird die eine intensive Ausscheidung der oxydischen nichtmetallischen Einschlüsse bewirkt. Aus der Analyse der Ausscheidungskinetik der nichtmetallischen Einschlüsse in der Pfanne ist zu entnehmen, dass günstigere Ergebnisse in Hinsicht der Reinheit des Stahles erzielt werden konnten wenn die Ruhephase der Schmelze in der zweiten Phase durch eine intensive Argonspülung zu ersetzen wäre.

Bei einer Spülintensität von zum Beispiel 200 l Ar/Min und einer durchschnittlichen Spülzeit von 20 Minuten konnte ein befrächtlich niedriger Gesamtsauerstoffgehalt um etwa 36 ppm im Vergleich zum jetzigen Zustand 68 ± 20 ppm erzielt werden. Damit würden auch die zahlreichen Schwierigkeiten mit dem zuschmieren der Ausgüsse entfallen da der Gehalt von Al_2O_3 — Einschlüssen beträchtlich niedriger wäre.

SUMMARY

Foreign and domestic references present only few investigations treating the concrete technological problems of making electric steel. Most investigations treat the applied properties, mainly the influence of composition, working and other technological processes on the electric and structural properties. Very few data (being even contradictory) as applicable data on the steelmaking practice can be found.

According to the present technology about 13 kg of 98 % FeSi/t and about 1.3 kg Al/t are added in the first ladle. Due to high oxygen activity in the melt a great part of Al oxidises (Al loss is estimated to about 70 %) together with the smaller part of Si (loss about 12 %).

In molten steel thermodynamically only Al_2O_3 inclusions are stable. Due to the exothermic effect of the Si dissolution and the reactions of Al and Si with oxygen the temperature rises for about 55 °C. During the holding period Al_2O_3 inclusions precipitate but the process is not very

efficient. According to our estimations only 18 % of all present inclusions are removed in 8 minutes.

The next very important step is pouring melt from ladle to ladle. Our rough estimations show that about 44 W/t energy is introduced in this operation and it contributes a great deal to intensive precipitation of oxidic, non-metallic inclusions.

Analysis of the kinetics of non-metallic inclusions in the ladle shows that very favourable results on steel purity would be obtained if the holding period in the second ladle is substituted by melt stirring with argon.

With the stirring intensity e.g. 200 l Ar/min and with an average stirring time of 20 minutes essentially lower content of total oxygen can be obtained, being about 36 ppm in comparison with the present state of 68 ± 20 ppm. Thus many difficulties with stuffing of the pouring nozzle in casting can be eliminated since content of Al_2O_3 inclusions would be highly reduced.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В домашней и в литературе зарубежных стран весьма редко запомним исследования, которые конкретно относятся на проблемы технологии изготовления динамных сталей. Большинство исследований обсуждают изучение свойств применения этих сталей, влияние состава, переработки и других технологических активностей на электрические и структурные свойства. Очень мало обнаружим данные (они же часто также противоречивые), которые касаются практики сталеварства динамных сталей.

По теперешней технологии мы добавляем в расплав стали прибл.: 13 кг 98 % FeSi (т и около 1,3 кг Al) т в первый ковш. Благодаря сильной активности кислорода в расплаве значительная часть Al (потеря Al составляет прибл. 70 %) и меньшая часть Si (потеря около 12 %) окисляются.

В жидком расплаве стали термодинамически стабильны только включения Al_2O_3 . Вследствии экзотермического действия расплавления Si и реакции Al и Si с кислородом получается повышение т-ры на прибл. 55 °C. В фазе успокоения происходит процесс выделения включений Al_2O_3 , хотя это действие менее эффективное. По нашей оценки в этой фазе в течении 8-ми минут

выделяются только прибл. 18 % всех включений, существующих в расплаве. Следующая очень значительная фаза это переаливание расплава из ковша в ковш.

Наши грубые расчеты показали, что при этой операции мы подаем прибл. 44 Вт/т энергии, которая представляет большой вклад в интенсивное выделение включений неметаллических оксидов. Кинетический анализ выделения неметаллических включений в ковше показал, что можно бы было, что касается чистоты стали получить очень благоприятные результаты, если бы фазу успокоения расплава во втором ковше заменил с фазой смешивания расплава с Ar.

При интенсивности смешивания, если возьмем как пример 200 лит Ar/мин. в продолжении 20-ти минут можно бы было получить гораздо более низкое содержание кислорода, которое бы составляло около 36 ppm при сравнении с теперешним состоянием содержания 68 ± 20 ppm. На основании этого бы были отклонены также многочисленные затруднения, что касается засорения разливочного стакана при разливаки, так как бы существенно уменьшилось содержание включений Al_2O_3 .

Mikrostruktura in lastnosti nekaterih konstrukcijskih jekel v odvisnosti od temperature valjanja

UDK: 621.77:620.187:669.1.017
ASM/SLA: AY-n, F23, 3—71

F. Vodopivec, M. Gabrovšek in J. Žvokelj

Pet različnih konstrukcijskih jekel, med njimi eno nepomirjeno, je bilo izvaljanih v temperaturnem intervalu med 1200 °C in 790 °C in ohlajenih na zraku. Izvršene so bile mikrostrukturne in mehanske preiskave ter določena količina AlN in NbC, ki so nastali med valjanjem. Sestava jekla in rekristalizacija avstenita med vtiki pomembno vplivata na procese, pri katerih nastaja mikrostruktura. Poleg niobija tudi mangan in ogljik dvigata temperaturo, ko se med vtiki ne izvrši popolna rekristalizacija avstenita. Zaradi manjše rekristalizacije je tvorba AlN in NbC med valjanjem bolj kvantitativna v jeklu z niobijem. Nepopolna rekristalizacija med vtiki zmanjša deformabilnost jekla v ravni valjanja.

1. UVOD IN NAMEN DELA

Med vročim valjanjem si sledijo zaporedni vtiki pri padajoči temperaturi, ki je zadostna, da se v konstrukcijskih jeklih hitro odpravljata deformacijska utrditev. Pod temperaturo približno 800 °C, pri mikrolegiranih jeklih pa višje, že okoli 1000 °C, odvisno od količine niobija v jeklu, prihaja med valjanjem do delne utrditve zato, ker rekristalizacija jekla med vtiki ni popolna.

V tej razpravi se bomo omejili na konstrukcijska jekla, ki imajo pri temperaturi začetka valjanja mikrostrukturo iz homogenega avstenita, v katerem so raztopljene vse disperzoidne faze, v standardnih jeklih je to aluminijev nitrid (AlN), v mikrolegiranih jeklih pa tudi niobijev in vanadijev karbonitrid (NbC in VC).

Po vsakem vtiku jeklo rekristalizira. Pri visokih temperaturah je statična rekristalizacija skoraj trenutna. Ko se znižuje temperatura, se zmanjšuje hitrost rekristalizacije in trdna raztopina disperzoidov v avstenitu postaja nestabilna. Te faze nastajajo v obliki drobnih izločkov in drugače vplivajo na procese odprave deformacijske utrditve in na rast rekristaliziranih zrn, kot če so v raztopini v avstenitu. Na rast avstenitnih zrn najmočneje vplivajo izločki, pa tudi sestava jekla, na primer niobij vpliva na hitrost rasti zrn avstenita v trdni raztopini v avstenitu in v obliki drobnih izločkov (1, 2). Pri enaki količini AlN in aluminija je rast

zrn avstenita lažja v jeklu za cementacijo z 0,15 C, 1 Mn in 1 Cr, kot v drugih jeklih za cementacijo (3).

Rast zrn avstenita je tem hitrejša, čim višja je temperatura. Med vtiki pa je le nekaj sekund posledka, zato je rast zrn rekristaliziranega avstenita zanemarljiva (4). V tem sestavku bomo zato zanemarili rast rekristaliziranih zrn avstenita med vtiki in po končanem valjanju.

Med vročim valjanjem prihaja tudi do preoblikovanja in preureditve nekovinskih vključkov v jeklu. Tega procesa ne bomo obravnavali, ker po naravi odstopa od procesa preoblikovanja jekla, čeprav je izoblikovanje sulfidnih vključkov neposredno povezano s procesi utrjanja in rekristalizacije avstenita, pa tudi z nastajanjem ferita med valjanjem (5).

2. SESTAVA JEKEL IN EKSPERIMENTALNO DELO

Preizkuse smo izvršili na 5 različnih konstrukcijskih jeklih s sestavo, ki je prikazana v tabeli 1. Vsa jekla so bila industrijskega porekla, zato da je bilo na voljo dovolj enakih preizkušancev. Dobilni smo jih kot odrezke slabov, izvaljanih na bluminu. Iz njih smo pripravili gredice za valjanje z merami približno 200 × 100 × 55 mm in jih zvaljali v plošče z debelino 16 mm v 6 vtikih. Valjanje vsake plošče je trajalo ca 80 sek. Skupna redukcija je znašala 73 %, posamične redukcije pa so bile vedno nad 15 %. To je nad mejo, ki zagotavlja rekristalizacijo avstenita med vtiki v jeklih brez niobija (6), je pa premalo, da bi zagotovilo rekristalizacijo ferita med vtiki (7). Temperatura valjanja je bila med 1200 in 790 °C in je bila izmerjena z digitalnim pirometrom. Pred valjanjem so bila vsa jekla zadržana pri 1200 °C, nato pa izvaljana z začetkom pri tej temperaturi ali po ohlaiditvi na zraku na začetne temperature, ki so navedene v kasnejših diagramih.

Iz topnostnega produkta (8) je mogoče izračunati, da je bil pred začetkom valjanja AlN raztopljen v avstenitu popolnoma v jeklih A, B in D, v jeklu C pa približno 50 %. Ti podatki se zadovoljivo ujemajo s količinami AlN, ki so bile določene

Tabela 1: Sestava jekel

Jeklo	Vrsta	Element v %										
		C	Mn	Si	P	S	Al	N	Nb	V	A _{AIN}	A _{NbC}
A	Č.0462	0,14	0,50	0,22	0,01	0,034	0,052	0,0051			24	
B	Č.0562	0,16	1,24	0,33	0,017	0,027	0,026	0,0054			21	
C	Nioval 47	0,14	1,46	0,42	0,005	0,008	0,050	0,011	0,051	0,07	162	176
D	Č.1561	0,48	0,62	0,24	0,013	0,009	0,026	0,0093			30	
E	Č.0147	0,06	0,36	0,005	0,031	—	—	0,003	—	—	0	

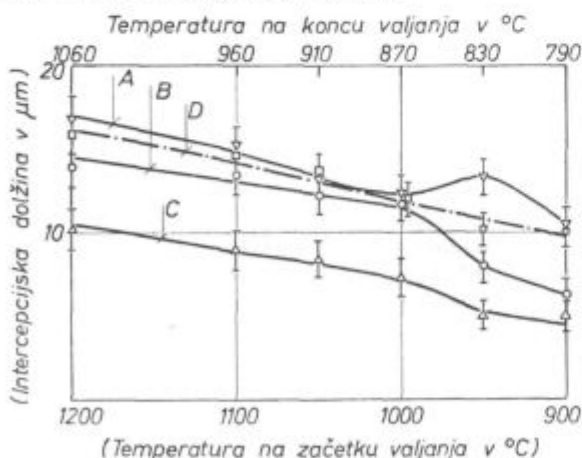
A — količina AlN in NbC po 1 urnem segrevanju pri 1200 °C in gašenju

v jeklih, ki so bila 1 uro zadržana pri 1200 °C in nato gašena v vodi. Po topnostnem produktu v viru 9 je mogoče izračunati, da je bilo v jeklu C pri 1200 °C neraztopljenega okoli 1/3 NbC. To se zadovoljivo ujema z analitsko kontrolo. Vse analize disperzoidov smo napravili po modificiranih metodah (10), ki so bile razvite iz izvirne halogenske ekstrakcije po Beeghlyu.

Po valjanju je bila večina valjancev ohlajena na zraku na šamotni posteljici, posamični pa so bili gašeni v vodi. Iz valjancev smo pripravili standardne obruske in preizkušance za mehanske preizkuse. Velikost zrn smo izmerili po metodi linearne intercepcije. Okrogle raztržne preizkušance smo izdelali z osjo v smeri valjanja, da bi tako lahko zanemarili vpliv sulfidnih vključkov.

3. MIKROSTRUKTURA PO VALJANJU

Na slikah 1 in 2 je prikazana odvisnost med temperaturo valjanja in linearno intercepcijsko dolžino za jekla, ki so bila po valjanju ohlajena na zraku, na sliki 3 pa je prikazano, kako temperatura valjanja vpliva na količino AlN in NbC, ki sta nastala med valjanjem 4 jekel.

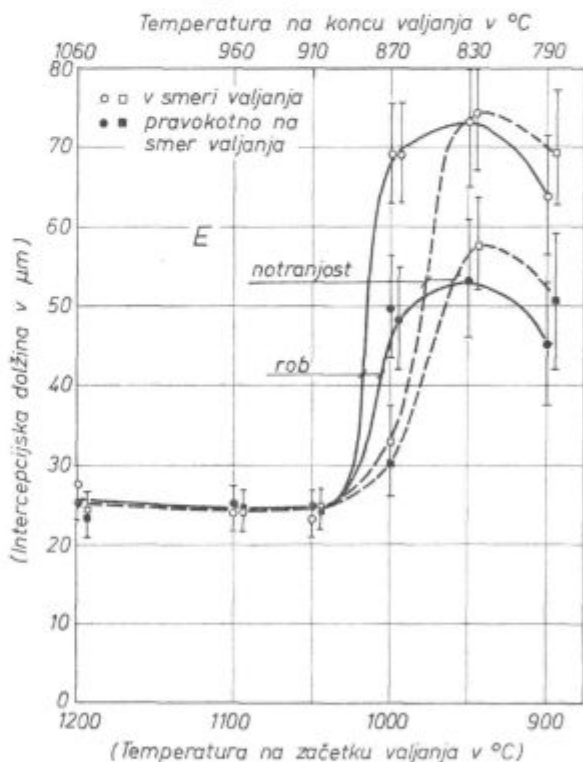


Slika 1 Razmerje med temperaturo valjanja in velikostjo zrn v jeklih A, B, C in D izraženo z linearno intercepcijsko dolžino.

Fig. 1 Relations between the rolling temperature and the grain size in steels A, B, C, and D expressed with the linear intercept length.

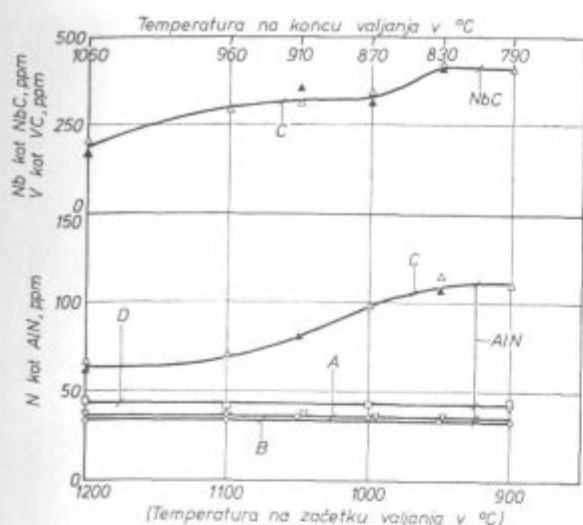
3.1 Jeklo A

Slika 4 prikazuje mikrostrukturo jekla A po različnih temperaturah valjanja. Pri vseh temperaturah je iz enakomernih in rekristaliziranih zrn ferita in perlita. Slojasta porazdelitev ferita in perlita postaja pri nižjih temperaturah valjanja vse bolj izrazita, najdejo se celo neprekinjeni sloji perlita z dolžino celo preko 1mm, med njimi pa včasih izrazito stebrasta zrna ferita. Eno in drugo je znak, da je bilo jeklo valjano v področju obstojnosti avstenita in ferita. Deformacije pri zaporednih vtikih so bile premajhne, da bi lahko ferit re-



Slika 2 Razmerje med temperaturo valjanja in velikostjo zrn v jeklu E izraženo z linearno intercepcijsko dolžino. Temne točke predstavljajo meritve v notranjosti valjanca, svetle točke pa meritve ob površini valjanca.

Fig. 2 Relations between the rolling temperature and the grain size in steel E expressed with the linear intercept length. Dark dots represent measurements in the interior of the rolling, circles and squares measurements at the surface of the rolling.



Slika 3

Razmerje med temperaturo valjanja in količino aluminijevega nitrida v jeklih A, B, C in D ter količino niobijevega karbonitrída v jeklu C.

Fig. 3

Relations between the rolling temperature and the amount of aluminium nitride in steel A, B, C, and D, and the amount of niobium carbonitride in steel C.

kristaliziral, zato bi pričakovali poligonalen ferit le iz avstenita, ki je po valjanju rekristaliziral. Da zrna niso deformirana tam, kjer je že med valjanjem nastal ferit, je razlog v tem, da se pri zniževanju temperature ferit nalaga na že prej nastala zrna, ki tako spremenijo obliko. Pazljivo opazovanje pokaže pri najnižji temperaturi valjanja zelo redke lečaste skupke feritnih in perlitnih zrn, ki so nekoliko večja kot v okolici in manj poligonalne oblike. Kasneje bomo videli, da nastanejo taki skupki iz avstenitnih zrn, ki so v nerekrystaliziranem stanju dosegla temperaturo premene.

Velikost zrn enakomerno pada, ko se znižuje temperatura valjanja. V področju, kjer med valjanjem nastaja ferit, se zrna najprej nekoliko povečajo, pri ponovnem znižanju temperature pa se znova zmanjšajo. O vzroku za povečanje zrn pri vmesni temperaturi bomo razpravljali pri jeklu E, kjer je ta pojav zelo izrazit.

3.2 Jeklo B

Čeprav se od jekla A razlikuje le po količini mangana, je razvoj njegove mikrostrukture pri valjanju nekoliko drugačen. Velikost zrn enakomerno pada, ko se znižuje temperatura konca valjanja do 870 °C, nato se zrna hitreje zmanjšujejo. Istočasno pa se pojavijo v jeklu tudi skupki zrn ferita in perlita, ki po velikosti in obliki izrazito odstopajo od večine.

Pri temperaturah začetka valjanja do 1050 °C, oz. konca valjanja do 910 °C je mikrostruktura iz enakomernih poligonalnih zrn ferita in perlita z naraščajočo slojasto porazdelitvijo (sl. 5). Pri nižjih temperaturah valjanja opazimo v mikrostrukturi

vse več lečastih skupkov, z večjimi in bolj puščičastimi zrnji ferita in perlita. V valjancih, ki so bili gašeni z iste temperature valjanja, opazimo podolgovata bajnitna zrna v podobnem številu in velikosti, kot so lečasti skupki. To pove, da so ti skupki proizvod transformacije zrn avstenita, ki med valjanjem niso rekristalizirala. Razmerje med širino in dolžino pove, da ta zrna niso rekristalizirala že od začetka valjanja in potrjuje ugotovitve na krom-manganovem jeklu za cementacijo (11, 18). Vse kaže, da delna odprava deformacijske energije s popravo napravi posamična avstenitna zrna odporna proti rekristalizaciji kljub naraščajoči deformaciji pri nadaljevanju valjanja. Predloženi sta bili naslednji dve razlagi te stabilizacije (12). Prva predpostavlja, da tvorba izločkov po mejah podzrn v deformiranih zrnih zavre rekristalizacijo, po drugi pa mehkejša rekristalizirana zrna prevzamejo več deformacije. Druga predpostavka ne drži, saj razmerje med dolžino in širino in dolžino nerekrystaliziranih zrn ustreza celotnemu podaljšku jekla. Neposredne empirične utemeljitve za prvo predpostavko ni, indirektno jo potrjuje dejstvo, da je hitrost izločanja v deformiranem avstenitu za dva reda velikosti večja, kot v rekristaliziranem avstenitu (13). Hitrost izločanja je sicer še večja med deformacijo (14), vendarle je čas deformiranja zelo kratek v primerjavi z zadržanjem med vtiki, zato je prav mogoče, da je tvorba izločkov v deformiranem avstenitu bolj kvantitativna in učinkovita. K temu se prišteva še vpliv legirnih elementov. Prav v tem jeklu se nepopolna rekristalizacija avstenita med valjanjem pojavi že pri višji temperaturi, kot v jeklu A.

Razpravo o jeklu B lahko zaključimo z ugotovitvijo, da znižanje temperature valjanja poveča neenakomernost mikrostrukture, ker nepopolna rekristalizacija med valjanjem ohrani v jeklu deformirana avstenitna zrna, iz katerih pri premeni nastane deloma puščičasta in bolj groba zmes ferita in perlita (5, 15). Iz primerjave med jeklom A in jeklom B sklepamo, da mangan povišuje temperaturo, pri kateri med valjalniškimi vtiki preneha popolna rekristalizacija avstenita.

Pri naših poizkusih se je popolna rekristalizacija avstenita prenehala v jeklu, ki je bilo ohlajeno s temperature 1200 na temperaturo 1000 °C in izvaljano in v katerem je bila velikost zrn razreda 2 po ASTM. V jeklu podobne osnovne sestave, ki je mikrolegirano z niobijem, je za rekristalizacijo potrebna tem večja enkratna deformacija, čim večja so avstenitna zrna (4). Verjetno velja podobno pravilo tudi za jeklo brez niobija. Zato lahko pričakujemo, da bo v procesu valjanja v več vtikih prišlo do nepopolne rekristalizacije, če bi pri vtiku prišlo do kritičnega spleta temperature, velikosti avstenitnih zrn in redukcije, zato ni izključeno, da v valjani mikrostrukturi ne bi našli znakov nepopolne rekristalizacije avstenita med valjanjem.

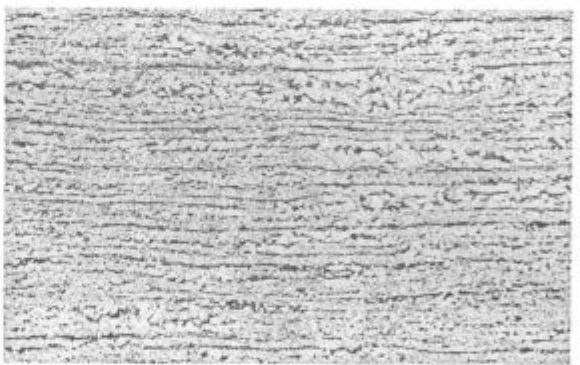
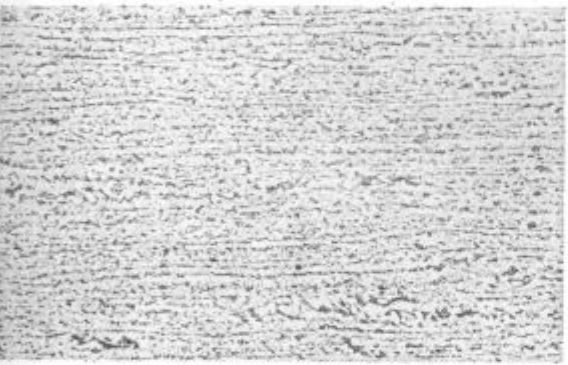
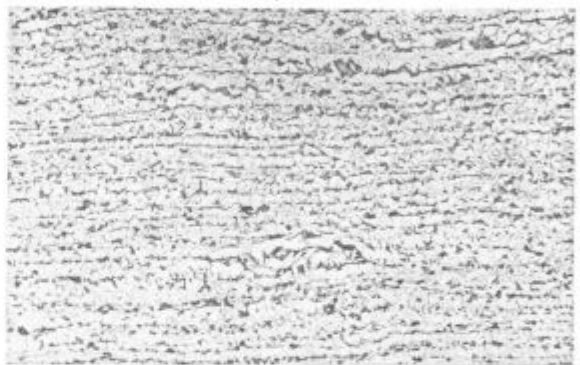
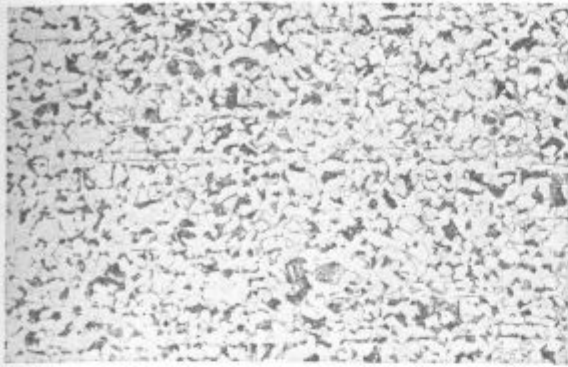


Slika 4

× 50. Mikrostruktura jekla A (Č. 0462), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku. Zadnji posnetek kaže mikrostrukturne značilnosti valjanja pri nizki temperaturi: neprekinjeni sloj perlita, stebrasta zrna ferita in skupke večjih zrn ferita in perlita.

Fig. 4

× 50. Microstructure of steel B (Č. 0562) rolled at various temperatures and cooled in air. The last picture shows the microstructural characteristics of rolling at low temperature: continuous pearlite layer, columnar ferrite grains and clusters of bigger ferrite and pearlite grains.



Slika 5

× 50. Mikrostruktura jekla B (C.0562), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku. Zadnji posnetek prikazuje mikrostrukturo po gašenju s temperature valjanja. Dobro se razločijo lečasti skupki večjih zrn ferita in perlita, ki so nastali pri premeni nerekrystaliziranih zrn austenita.

Začetna in	1200	1100
končna	1060	960
temperatura	1050	1000
valjanja	910	870
v °C	950	900
	830	790
	900	
	790	

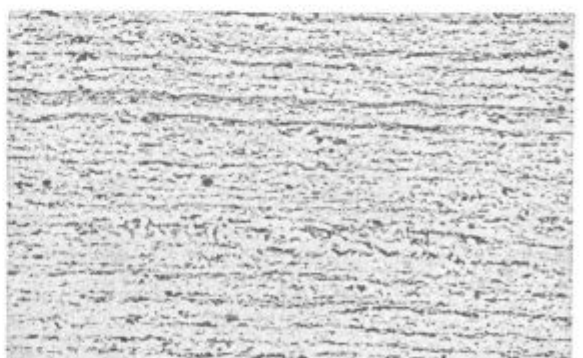
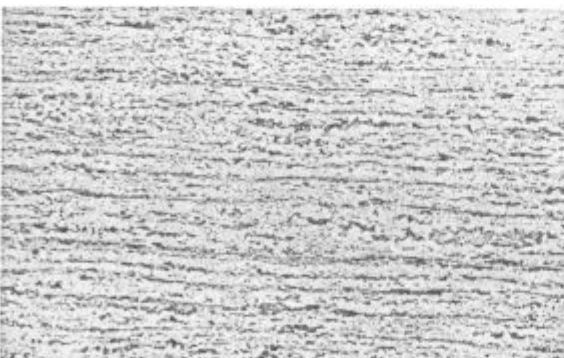
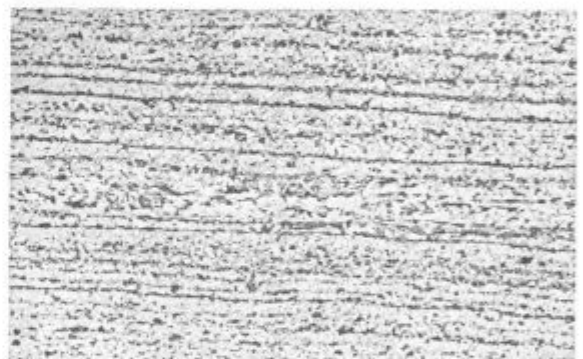
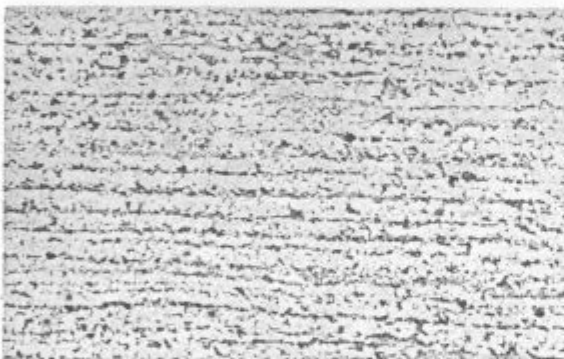
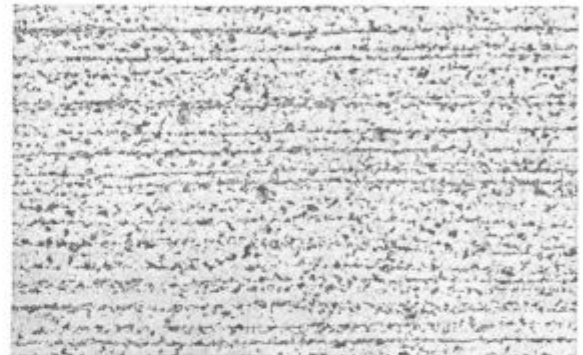
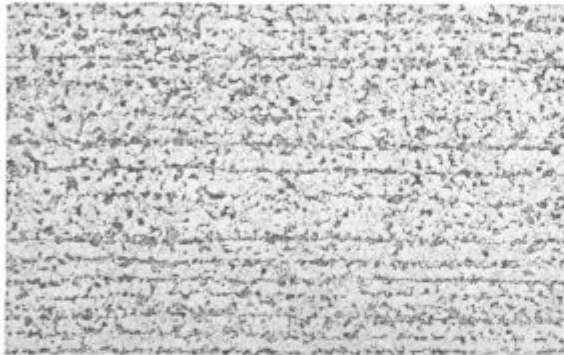
Fig. 5

× 50. Microstructure of steel B (C.0562) rolled at various temperatures and cooled in air. The last picture presents the microstructure after quenching from the rolling temperature. Easily distinguishable are lenticular clusters of bigger ferrite and pearlite grains formed at transformation of unrecrystallised austenite grains.

3.3 Jeklo C

Od jekla B se razlikuje predvsem po tem, da vsebuje niobij in vanadij. Za niobij je poznano, da v raztopini v avstenitu zavira statično rekristalizacijo avstenita (16). Zato je razvoj mikrostrukture med valjanjem podoben kot v jeklu B, ima pa značilnosti, ki sta jih v proces vnesla vpliv niobija in hitra tvorba NbC z deformacijsko induciranim izločanjem. Vpliv temperature valjanja na velikost zrn je podoben kot v jeklu B, vendar so zrna v povprečju mnogo manjša. Jeklo ima večjo kaljivost,

zato opazimo produkte premene nerekrystaliziranih avstenitnih zrn čisto v obliki podolgovatih bajnitnih zrn tudi v jeklu, ki je bilo po valjanju ohlajeno na zraku. Nerekrystalizirana avstenitna zrna se pojavijo že po začetku valjanja pri temperaturi 1100 °C (sl. 6 in 7). V primerjavi z jeklom B, ki ima podobno osnovo, je to za ca 100 °C višje in gre na račun niobija, ki v raztopini v avstenitu zadržuje rekristalizacijo. Tvorba NbC med valjanjem siromaši avstenit z niobijem v raztopini, zato se njegov vpliv na proces rekristalizacije zmanjšuje, ko se znižuje temperatura valjanja. Pri najnižji



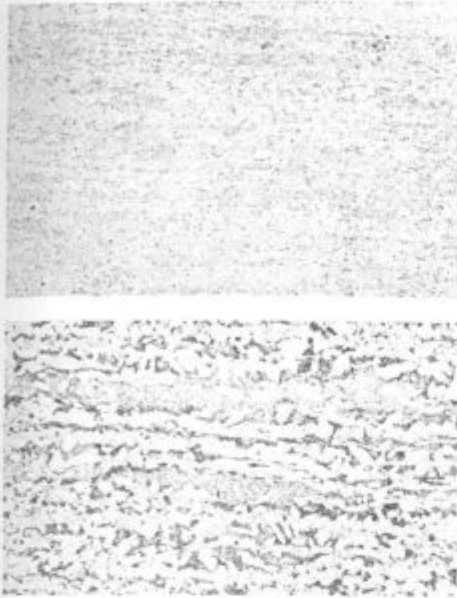
Začetna in končna temperatura valjanja v °C	1200 1060	1150 960
	1050 910	1000 870
	950 830	900 790

Slika 6

× 50. Mikrostruktura jekla C (Nioval 47), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku.

Fig. 6

× 50. Microstructure of steel C (Nioval 47) rolled at various temperatures and cooled in air.



Slika 7

× 50 in × 100. Mikrostruktura jekla Nioval 47, ki je bilo izvaljano z začetno temperaturo 1000 °C in gašeno v vodi (zgoraj) oz. izvaljano z začetno temperaturo 950 °C in ohlajeno na zraku (spodaj). Na spodnjem posnetku vidimo v drobnozrnati feritno-perlitni matici sploščena zrna bajnita in lečaste skupke večjih perlitnih in feritnih zrn. Oboje je nastalo s premeno nerekrystaliziranih zrn avstenita, ki jih kot sploščena bajnita zrna vidimo na zgornjem posnetku.

Fig. 7

× 50 and × 100. Microstructure of Nioval 47 steel rolled with initial temperature 1000 °C and quenched in water (above), and rolled with initial temperature 950 °C and cooled in air (below). On the lower picture flattened bainite and lenticular clusters of bigger pearlite and ferrite grains can be seen in the fine-grained ferrite-pearlite matrix.

temperaturi je v NbC vezano že okoli 80 % niobija, v trdni raztopini v avstenitu pa ga ostaja le okoli 0,01 %. Rezultat je, da pogostost nerekrystaliziranih zrn avstenita, in zaradi nje nastala mikrostrukturalna neenakomernost, ostaja skoraj nespremenjena, ko se znižuje temperatura valjanja (11). To razlaga tudi, zakaj je pri kontroliranem valjanju potreben vmesen zadržek. Iz prejšnje faze valjanja prinese jeklo mikrostrukturo iz deformiranih zrn avstenita. Potrebno ga je zadržati pri zadostni temperaturi dovolj časa, da se niobij izloči iz trdne raztopine ter se tako sprosti rekrystalizacija deformiranega avstenita. Le iz takega avstenita pri premeni nastane mikrostruktura iz poligonalnih in drobnih zrn ferita in perlita.

Ni razločiti, da bi v tem jeklu med valjanjem tudi pri najnižji temperaturi nastajal ferit. Vzrok je niobij, zadržan v raztopini v avstenitu, ali pa večja vsebnost mangana.

3.4 Jeklo D

Mikrostruktura po ohlaiditvi na zraku je iz perlitnih zrn, obdanih s feritno opno. Je poligonalna, če je nastala iz rekrystaliziranega avstenita po va-

ljanju pri visoki temperaturi, po valjanju z začetkom pri 1050 °C pa se pojavijo redke lečaste kolonije večjih zrn, pri še nižji temperaturi pa podolgovata zrna, v katerih je združeno po več zrn perlita (sl. 8). Včasih vidimo v njih popolnoma ravne lamele ferita, nastale na rekrystalizacijskih dvojčkih. Velikost zrn, ki so nastala iz rekrystaliziranega ferita, enakomerno pada, ko se znižuje temperatura valjanja.

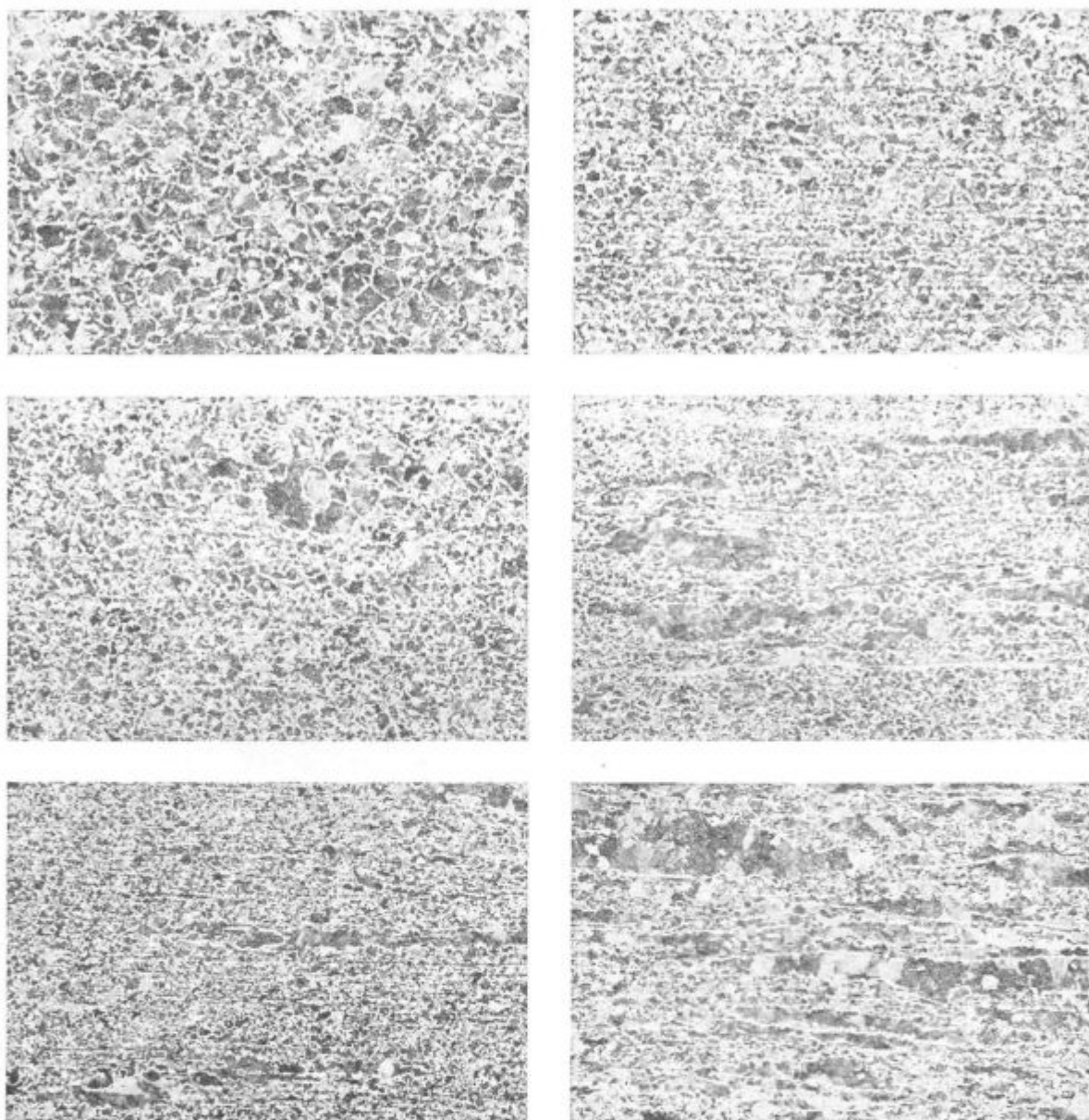
Na sliki 1 vidimo, da temperatura valjanja na podoben način vpliva na velikost zrn, ki nastanejo v jeklih A, B in C iz rekrystaliziranega avstenita. Tudi velikost zrn je podobna v vseh treh jeklih, le v jeklu C je precej manjša. To kaže, da povečanje vsebnosti mangana in ogljika sicer poviša temperaturo nepopolne rekrystalizacije avstenita med vtiki, podobno kot velja za niobij, vendar pa nima pomembnejšega vpliva na velikost rekrystaliziranih zrn avstenita. Ni jasno, ali ima tak vpliv niobij. Zrna so pri enaki temperaturi valjanja sicer mnogo manjša v jeklu C, vendar ne vemo, koliko je razlika posledica različne premenske temperature in koliko različne izhodne velikosti avstenitnih zrn.

3.5 Jeklo E

Razlikuje se od drugih po tem, da je brez elementov, ki tvorijo disperzoide med valjanjem, da ima mnogo manj ogljika in nezanemarljive blokove izceje.

Zaradi tega je razvoj mikrostrukture med valjanjem drugačen kot v drugih jeklih. Pri visokih temperaturah valjanja se intercepcijska dolžina zmanjšuje na podoben način kot v drugih jeklih, vendar je pri enaki temperaturi valjanja povprečna velikost zrn precej večja kot v drugih jeklih. To bi lahko razlagali kot posledico drugačne sestave ali pa kot posledico odsotnosti disperzoidov v jeklu. Prva razlaga mogoče ni utemeljena, če upoštevamo, da so podobne velikosti zrn v jeklih A, B in D, ki se razlikujejo v količini mangana in ogljika. Zato je verjetneje, da so večja zrna posledica večje rasti zrn avstenita pred premeno in ferita po premeni, ker jeklo nima nobenih izločkov, ki bi rast zavirali.

Pri visokih temperaturah valjanja so zrna ferita poligonalna (sl. 9). Ko se končna temperatura zniža od 910 na 870 °C, se pojavijo naslednje nove značilnosti mikrostrukture: velika razlika v mikrostrukturi med obpovršinskim slojem, debelim okoli 2 mm, in notranjostjo valjanca, zrna se povečajo in postanejo podolgovata, pojavi se torej anizotropija. Znake nastanka ferita med valjanjem, povečanje zrn in anizotropijo, opazimo prej ob površini kot v notranjosti. Za to sta lahko dva razloga: eden je nekoliko hladnejše jeklo tik ob površini, drugi, in verjetnejši, je razlika v sestavi med notranjim in obpovršinskim delom slaba, predvsem različna količina ogljika. Nastanek ferita med valjanjem spremljajo trije procesi: omejitve rekrystalizacije na vse manjšo količino preostalega



Slika 8

× 50. Mikrostruktura jekla D (Č. 1531), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku.

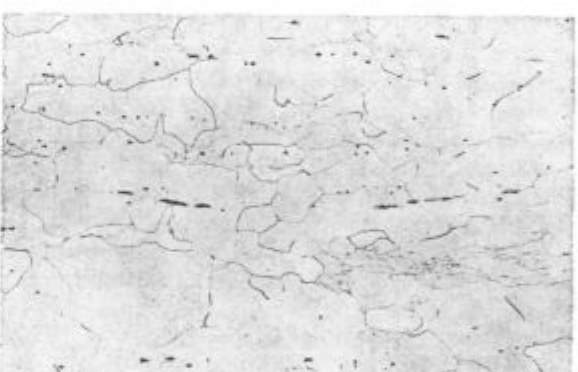
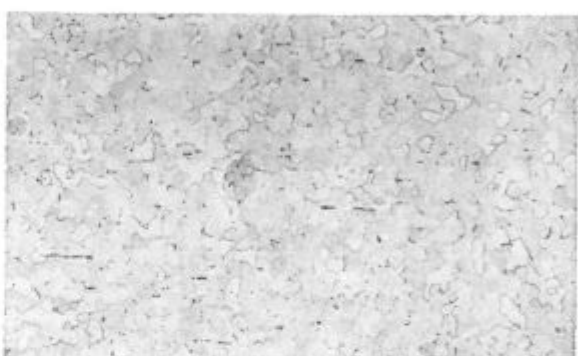
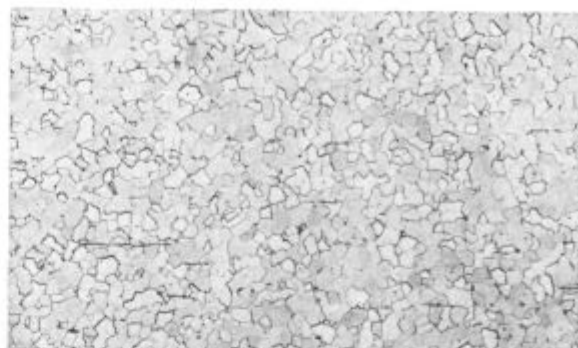
Fig. 8

× 50. Microstructure of steel D (Č. 1531) rolled at various temperatures and cooled in air.

avstenita, odsotnost rekristalizacije ferita, in končno, močna rast feritnih zrn. Drugo je bilo pričakovano; v literaturi najdemo podatek, da je potrebna za rekristalizacijo ferita pri 730 °C 80 % redukcija v eni stopnji (7), torej mnogo več, kot smo dosegali pri naših preizkusih valjanja. Izločanje deformacijske energije iz ferita poteka s popravo (7). Do rasti zrn ferita prihaja najverjetneje z deformacijsko inducirano migracijo kristalnih mej (17) prav zato, ker prenizka parcialna deformacija ne omogoča prave rekristalizacije. Na tak mehanizem rasti zrn ferita med valjanjem kaže temperaturna odvisnost na sl. 2. Velikost zrn do-

Začetna in končna temperatura valjanja v °C	1200	1100
	1060	960
	1050	1000
	910	870
	950	900
	830	790

seže maksimum, ko je dovolj ferita in je temperatura zadostna, da je mogoča migracija kristalnih mej. Ko se temperatura še zniža, se mobilnost mej zmanjša, zmanjša pa se tudi velikost zrn, kljub temu da je v jeklu več ferita. Če bi feritna zrna rastla zato, ker se nanje odlaga pri ohlajanju ferit, bi verjetno v notranjosti zrn ferita našli podstrukturo, nastalo s popravo, pričakovali pa bi tudi, da bi se velikost zrn ferita neprekinjeno večala pri znižanju temperature valjanja zaradi deforma-



Začetna in	1200	1100
končna	1060	960
temperatura	1050	1000
valjanja	910	870
v °C	950	900
	830	790
	1000	
	870	

Slika 9

× 50. Mikrostruktura jekla E (Č. 0147), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku. Zadnji posnetek predstavlja jeklo, ki je bilo gašeno s temperature konca valjanja.

Fig. 9

× 50. Microstructure of steel E (Č. 0147) rolled at various temperatures and cooled in air. The last picture represents steel quenched from the temperature of completed rolling.

cijsko inducirane migracije mej zrn. Tega meritve ne potrebujejo.

Po ohladitvi na zraku najdemo le pri najnižji temperaturi valjanja v jeklu posamična podolgovata zrna z razgibano in neurejeno notranjo strukturo. Podobne značilnosti najdemo v mikrostrukturi jekla, ki je bilo gašeno z višje temperature konca valjanja. To pove, da so zrna z razgibano notranjo strukturo relativno manj popravljena, ali celo le deformirana, zato jih sosednja bolj stabilna požrejo med ohlajanjem. To znova kaže, da je rast zrn pri nižjih temperaturah valjanja prej posledica deformacijsko inducirane migracije, kot nastanka ferita pri premeni.

Proces vročega valjanja jekla v feritnem področju je bolj zapleten kot proces valjanja v avstenitnem področju. V tej razpravi smo opozorili na več pojavov, kot smo jih lahko razložili na osnovi naših raziskav in podatkov v dosegljivih virih.

4. TVORBA IZLOČKOV MED VALJANJEM

Temperaturna odvisnost tvorbe izločkov na sliki 3 ima drugačno obliko v jeklih z aluminijem, kot v jeklu z niobijem in aluminijem. V jeklih z aluminijem temperatura valjanja skoraj ne vpliva na količino AlN, ki nastane med valjanjem. To se dobro ujema s tvorbo AlN med valjanjem krommanganovega jekla za cementacijo (18). V jeklu C je količina AlN v intervalu točnosti analize enaka po ohladitvi in gašenju s temperature valjanja. To kaže, da med ohlajanjem na zraku ne nastane zaznavna količina AlN, vsaj ne AlN v taki obliki, da ga analiza odkrije. Lahko torej sklepamo, da je nastal AlN med valjanjem jekel A, B, D praktično le med deformacijo. Takojšnja rekristalizacija avstenita po vtiku je odpravila deformiranost in vzrok za pospešeno izločanje. Očitno pa število zrn avstenita, ki med vtiki niso rekristalizirala v jeklih B in D, ni bilo zadostno, da bi se povprečni obseg izločanja zaznavno spremenil. Podobno je ostalo brez zaznavnega vpliva nastajanje ferita v jeklu A pri nižjih temperaturah valjanja. Mikrostruktura dogajanja med valjanjem jekel A, B in C so podobna, kljub temu pa je v jeklih A in B med deformacijo nastalo 63, oz. 66 % možne količine AlN, v jeklu D pa le 47 %. Razlika je v obsegu analitske netočnosti, iz njene sistematičnosti pa sklepamo, da ogljik lahko zadržuje deformacijsko inducirano izločanje AlN, ali pa je jeklu D manj časa za izločanje, torej avstenit v tem jeklu po vtikih hitreje rekristalizira. Tega sklepa pa spet opazovanja ne potrjujejo, saj je temperatura nepopolne rekristalizacije v tem jeklu precej višja kot v jeklu A.

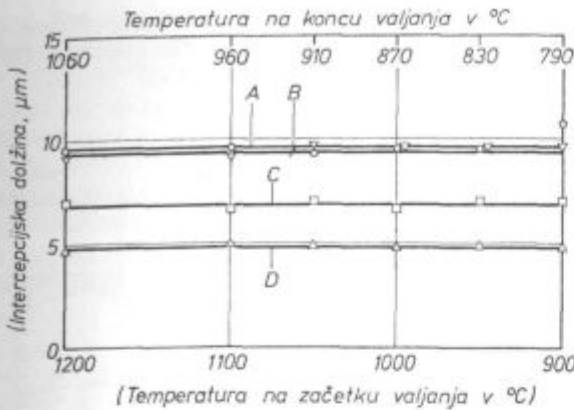
Temperaturna odvisnost deformacijsko inducirane izločanja je v jeklu C drugačna kot v jeklih A, B in D in podobna za AlN in NbC. To je dokaz, da veljajo za oba disperzoida iste zakonitosti nastanka. Začetna količina obeh disperzoidov pri

bližno ustreza v območju analitske napake neraztopljeni količini (že v uvodnem delu smo opozorili, da je bila temperatura segrevanja pred valjanjem prenizka, da bi se v tem jeklu popolnoma raztopila AlN in NbC). Nato količina AlN in NbC postopoma raste ter pri najnižji temperaturi valjanja dosega nad 95 %, oz. 80 % teoretične količine AlN in NbC. Lahko rečemo, da je AlN kvantitativno izločen in ga v raztopini ostane le, kolikor ga je pri zaključni temperaturi valjanja raztopljenega v avstenitu po topnostnem produktu. Končna vrednost, okoli 80 % izločenega NbC, je dosežena že pri predzadnji temperaturi konca valjanja. V raztopini v avstenitu je ostalo na koncu valjanja še ca 0,01 % Nb, kar je nad topnostjo, ki jo lahko izračunamo iz topnostnega produkta. Bolj kvantitativno tvorbo AlN in NbC v jeklu C razlagamo s tem, da je zaradi vpliva niobija pri višjih temperaturah avstenit ostajal po vtikih nerekrystaliziran dlje časa kot v jeklih A, B in D, pri nižjih temperaturah pa je bil delež avstenita, ki med vtiki ni rekristaliziral, večji in zato vplivnejši. Različen izkoristek izločanje AlN in NbC razlagamo s kinetičnimi razlogi. Difuzivnost aluminija v avstenitu je pri isti temperaturi večja od difuzivnosti niobija, zato je v času, ki je bil za izločanje na voljo (valjanje je trajalo 70—75 sek), prišlo do večjega izločanja AlN. Če bi proces valjanja podaljšali ali pa dosegli, da bi po končanem valjanju jeklo zadržali nekaj časa na zadostni temperaturi, bi se izvršilo kvantitativnejše izločanje NbC. S tem bi se ponovno sprožila rekristalizacija avstenita, ki ga je niobij zadrževal v deformiranem stanju, po valjanju bi nastala mikrostruktura z manjšo neenakomernostjo zaradi nizke temperature valjanja.

Potrebno je posebej opozoriti na veliko hitrost deformacijsko inducirane tvorbe AlN in NbC med valjanjem jekla. Omenili smo že, da je hitrost izločanja v deformiranem jeklu za dva reda velikosti večja kot v nedeformiranem ali rekristaliziranem, med deformacijo pa celo še za red velikosti večja (13, 14). Za predstavbo, koliko je ta hitrost večja, kot če jeklo s temperature topnosti ohladimo na temperaturo izločanja, naj povemo, da je v jeklu, ki je po sestavi podobno jeklu A, do začetka izločanja AlN prišlo šele po ca 10 min. zadržanja pri 800 °C in ca 32 min. zadržanja pri 1000 °C. Temperaturna odvisnost tvorbe AlN in NbC v jeklu C pa še pove, da gostota napak, ki se ohrani v avstenitu po deformaciji (računati je potrebno, da se del utrditve iz nerekrystaliziranega avstenita izloča s popravo), prevlada nad vplivom znižanja temperature, ki zmanjša difuzivnost elementov, ki so vezani v disperzoidih.

5. AVSTENITNA ZRNA

Velikost avstenitnih zrn je odvisna od količine in velikosti izločkov v jeklu pri temperaturi žarjenja (8). Učinka AlN in NbC se seštevata, zato so



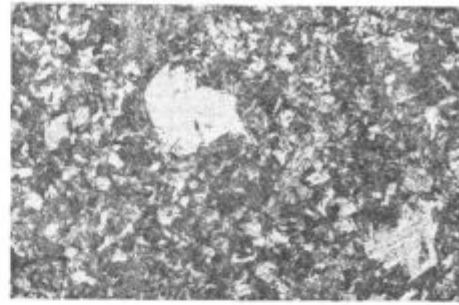
Slika 10

Razmerje med temperaturo valjanja in poprečno velikostjo avstenitnih zrn v jeklih A, B, C in D, izraženo z linearno intercepcijsko dolžino. Pri merjenju niso upoštevana posamična zrasta avstenitna zrna.

Fig. 10

Relation between the rolling temperature and the average size of austenite grains in steel A, B, C, and D, expressed with the linear intercept length. In the measurement single coalesced austenite grains are not taken in account.

v mikrolegiranem jeklu avstenitna zrna bolj drobna kot v konstrukcijskem jeklu z enako osnovno sestavo (2). To vidimo tudi na sliki 12. Če krom-manganovo jeklo za cementacijo valjamo pri nizki temperaturi, se poveča število avstenitnih zrn, ki zrastejo, ko jeklo ponovno segrejemo na temperaturo 920 °C (3, 18). Zaradi tega se v normaliziranem jeklu pojavljajo velika bajnitna zrna, nastaja torej mikrostrukturna neenakomernost. Iz tega smo sklepali, da povzročata deformacijsko inducirana tvorba AlN neenakomerno porazdelitev izločkov pri ponovni avstenitizaciji jekla, zato je avstenit manj stabilen pri isti količini disperzoida. Zato smo menili, da je potrebno preveriti, ali prihaja do te, za jeklo neprijetne posledice nizke temperature valjanja tudi v jeklih, ki jih obravnavamo v tem sestavku. Jekla A, B, C in D smo žarili 1 uro pri 920 °C, kalili v vodi in z jedkanjem odkrili avstenitna zrna. Povprečna velikost avstenitnih zrn ni odvisna od temperature valjanja v vseh jeklih. Zrna so manjša v jeklih C in D, ki imata več izločkov, kot v jeklih A in B (sl. 10). Ko se zmanjša temperatura valjanja, se v jeklih A in B pojavljajo velika zrna avstenita (sl. 11). Vrednotenje v mikroskopu je pokazalo, da število takih zrn v obeh jeklih raste, ko se zmanjša temperatura valjanja (sl. 12). Zanimivo je, da je jeklo B bolj nagnjeno k rasti posamičnih avstenitnih zrn. Teoretična vsebnost AlN je v obeh jeklih skoraj enaka, zato je mogoče različnost v rasti avstenitnih zrn posledica različne vsebnosti mangana. Razpravo lahko zaključimo z ugotovitvijo, da se ustvari zaradi deformacijsko inducirane tvorbe AlN pri nizkih temperaturah valjanja taka porazdelitev izločkov pri ponovnem segrevanju jekla v avstenitno področje, da je povečano nagnjenje jekla k anormalni rasti posamičnih avstenitnih zrn.

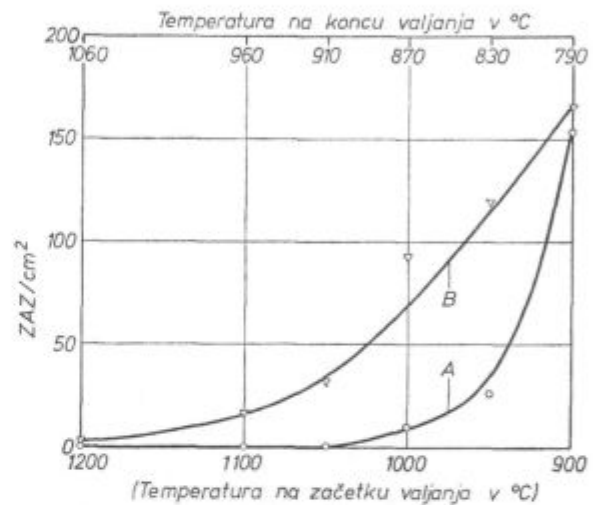


Slika 11

Zrasta avstenitna zrna v drobnozrnati matici v jeklu B (C. 0562), ki je bilo izvaljano z začetno temperaturo 1000 °C.

Fig. 11

Coalesced austenite grains in the fine-grained matrix in steel B (C. 0562) rolled with the initial temperature 1000 °C.



Slika 12

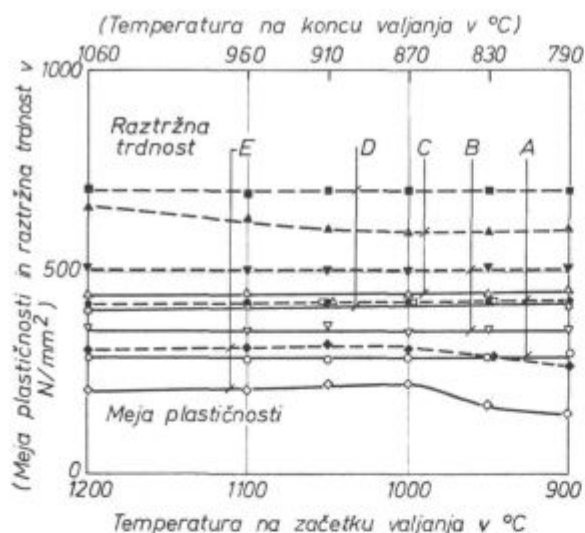
Razmerje med temperaturo valjanja in številom zraslih avstenitnih zrn na enoto površine pri jeklih A in B.

Fig. 12

Relation between the rolling temperature and the number of coalesced austenite grains per unit area in steel A and B.

6. MEHANSKE LASTNOSTI

Prikazujeta jih sliki 13 in 14. Trdnost in meja plastičnosti sta neodvisna od temperature valjanja ali pa rahlo rasteta, ko temperatura valjanja pada. To pove, da osnovna sestava prevlada pri trdnosti in meji plastičnosti nad zmanjšanjem velikosti zrn zaradi znižanja temperature valjanja. Izjemi sta trdnost pri jeklu C in obe lastnosti pri jeklu D. Trdnost jekla C nekoliko pada, ko se zmanjšuje temperatura valjanja. Kaže, da zmanjšanje kaljivosti jekla zaradi bolj fino zrnate mikrostrukture in manj niobija v trdni raztopini v avstenitu prevlada nad utrdilnim učinkom, zaradi zmanjšanja velikosti zrn med valjanjem. Pri tem mikrolegiranem jeklu se ni uveljavil termomehanski efekt valjanja pri nizki temperaturi. Po valjanju pri nizki temperaturi, kjer prihaja do termomehanskega efekta, je ostalo v trdni raztopini še zadosti niobija, da ni prišlo do popolne rekristalizacije



Slika 13

Razmerje med temperaturo valjanja in trdnostjo ter mejo plastičnosti jekel. Jekla so bila po valjanju ohlajena na zraku.

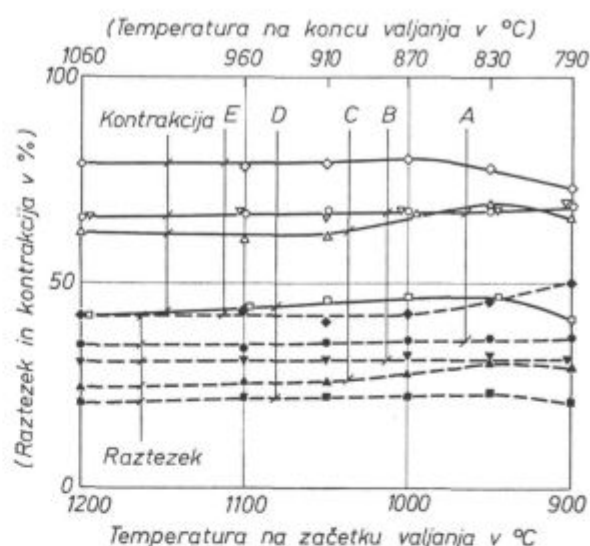
Fig. 13

Relation between the rolling temperature and the strength and the yield point of steel, cooled in air after rolling.

vseh deformiranih zrn avstenita v času, ko je bilo jeklo na zadostni temperaturi. Vemo, da nastanejo s premeno deformiranih zrn avstenita večja zrna ferita in perlita, zato povprečno zmanjšanje zrn zaradi nizke temperature valjanja ni bilo tolikšno kot v primeru avstenita, ki je popolnoma rekristaliziral pred premeno, zato tudi povprečni učinek zmanjšanja zrn pri nizkih temperaturah ni prišel dovolj do izraza. Relativno hitro ohlajanje valjanca na zraku je onemogočilo pomembnejšo izločilno utrditev zaradi niobija in vanadija, ki sta bila ob koncu valjanja v trdni raztopini.

V jeklu E trdnost in meja plastičnosti rahlo raste, ko se znižuje temperatura valjanja zaradi vzporednega zmanjšanja velikosti zrn ferita. Ko temperatura valjanja pade pod kritično vrednost, pri kateri med valjanjem nastaja ferit, se obe lastnosti zmanjšujeta, ko se temperatura valjanja še zniža. V prejšnjih delih tega sestavka smo zvedeli, da pod kritično temperaturo med valjanjem jeklo rekristalizira le deloma, oz. pravilneje povedano, rekristalizira samo avstenit, ne pa ferit, zato velikost zrn raste. Pri formiranju mehanskih lastnosti prevlada povečanje zrn, ki trdnostne lastnosti zmanjšuje, nad utrditvijo zaradi delne odprave deformacijske utrditve ferita s popravo.

Deformacijske lastnosti, raztezek in kontrakcija, so bolj občutljive za temperaturo valjanja od trdnostnih, vendar so razlike često majhne in le zaradi sistematičnosti sklepamo, da presegajo eksperimentalno odstopanje. V jeklih A in B plastičnost rahlo raste, ko se znižuje temperatura valjanja. Podobno velja za jeklo C do določene temperature, pod katero se plastičnost znova zmanjša. To poslabšanje gre na račun povečanja



Slika 14

Razmerje med temperaturo valjanja in raztezkom ter kontrakcijo za jekla s sl. 13.

Fig. 14

Relation between the rolling temperature and the elongation and the reduction of area for steel in Fig. 13.

števíla kolonij večjih zrn ferita in perlita ter velikih zrn bajnita, ki so nastala iz avstenitnih zrn, ki so dosegla temperaturo preme v deformiranem stanju. Enako velja za jeklo D, le da tu plastičnost zmanjšujejo podolgovata velika zrna perlita, ki so prav tako nastala iz nerekrystaliziranih zrn avstenita. Posebej je zanimivo jeklo E. Ko se znižuje temperatura valjanja, plastičnost naprej rahlo raste, pod temperaturo; ko se med valjanjem v jeklu pojavi ferit, pa kontrakcija pade, raztezek pa hitreje zraste. Razlaga za to različnost je anizotropija, ki jo jeklo pridobi med valjanjem. Zaradi nje prelom preizkušancev iz jekla, ki je bilo izvaljano pri nizki temperaturi, ni več okrogel, temveč je ovalen (sl. 15 in 16). Kratka os ovala je pravokotna na ravnino valjanja. To kaže, da sploščena feritna zrna prenesejo večjo deformacijo z enakomernim raztezkom pri enoosni obremenitvi, so pa manj plastična, ko se deformacija omeji na kontrakcijski lijak in postane deformacija troosna.

Na sliki 17 vidimo, kako temperatura valjanja vpliva na razmerje med kratko in dolgo osjo ovalnega preloma preizkušancev iz vseh jekel. Anizotropije skoraj ni v jeklu D v vsem temperaturnem intervalu valjanja. V jeklu A je zelo majhna in se pojavi šele pri najnižji temperaturi valjanja, v jeklih B, C in E pa je relativno velika in presega ev. eksperimentalno netočnost.

Razlaga je v dvojni mikrostrukturi, ki dovoljuje večjo deformacijo pravokotno na ravnino valjanja, kot pa v ravnini valjanja, zaradi mikrostrukturnih sestavin, ki so nastale s premeno nerekrystaliziranih zrn avstenita. Anizotropija se pojavi pri najvišji temperaturi v jeklu C, kjer pri najvišji temperaturi avstenit med valjanjem ne rekristalizira

popolnoma. Primerjava med jekli pokaže, da mikrostruktura, v kateri prevladuje perlit, ni občutljiva za različnost v obliki in velikosti zrn, in sicer zaradi nizke temperature valjanja jekla. Podobno velja za mikrostrukturo, v kateri prevladuje ferit, s pogojem, da med valjanjem ni nastalo preveč ferita ali pa med valjanjem ni ostalo ne-rekristaliziranega preveliko avstenita.

Vemo, da je anizotropija ploščato valjanega jekla lahko tudi posledica sploščitve s plastičnih sulfidnih vključkov med vročim valjanjem jekla. Ta anizotropija pa se pojavlja v drugačni obliki, saj sulfidni vključki zmanjšujejo deformabilnost jekla pravokotno na ravnino valjanja, torej v smeri, v kateri je deformabilnost preiskanih jekel celo večja. Še so razlogi, ki potrjujejo, da je anizotropija, ki se je pokazala v tem delu, v zvezi z valjalniško mikrostrukturo in ne posledica nekovinskih vključkov. Pri enaki temperaturi valjanja je anizotropija večja v jeklu C z manj žvepla, kot v jeklu B, ki ima več žvepla in sulfidnih vključkov; ne pojavi se v jeklu A, ki ima podobno vključkov, kot jih je v jeklu B, in končno hitro zraste pri jeklu E prav pri temperaturah, kjer bi pričakovali manjšo sploščenje vključkov zaradi valjanja v področju obstojnosti avstenita in ferita (5).

Pričakovali smo, da se bo precejšnja makro-anizotropija pokazala tudi v mikromorfologiji preloma. Zato smo v raster elektronskem mikroskopu pregledali prelome jekel C in E, ki so bila izvaljana pri najvišji in pri najnižji temperaturi. V jeklu C je bil prelom enak po valjanju pri obeh temperaturah. Duktilen intrakristalen prelom so oblikovale redke večje jamice v drobno jamičastem okolju (sl. 19 a in b). V enakih pogojih iz-

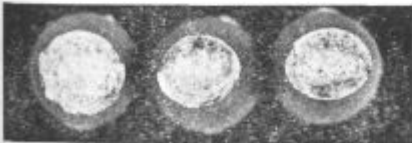


Slika 15

Raztržni prelomi jekla E, ki je bilo izvaljano z začetnimi temperaturami 1200, 1000, 950 in 900 °C.

Fig. 15

Fracture in strength testing of steel E rolled with initial temperatures 1200, 1000, 950, and 900° C.

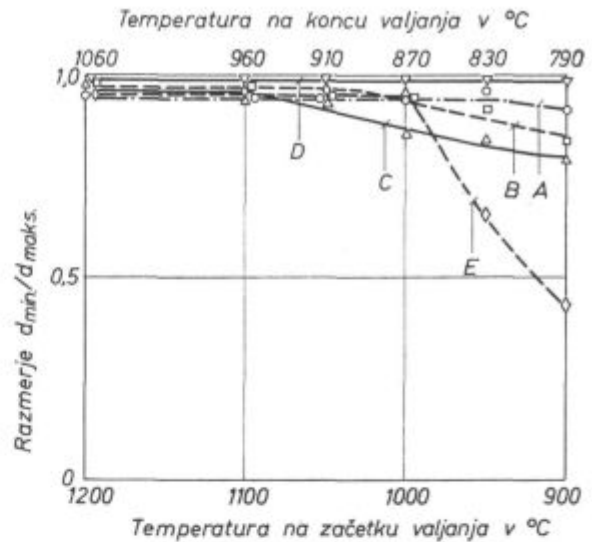


Slika 16

Raztržni prelomi jekla C, ki je bilo izvaljano z začetnimi temperaturami 1100, 1000 in 900 °C.

Fig. 16

Fracture in strength testing of steel C rolled with initial temperatures 1100, 1000, and 900° C.



Slika 17

Vpliv temperature valjanja jekel A, B, C, D in E na razmerje med kratko in dolgo osjo ovalnega preloma raztržnih preizkušancev.

Fig. 17

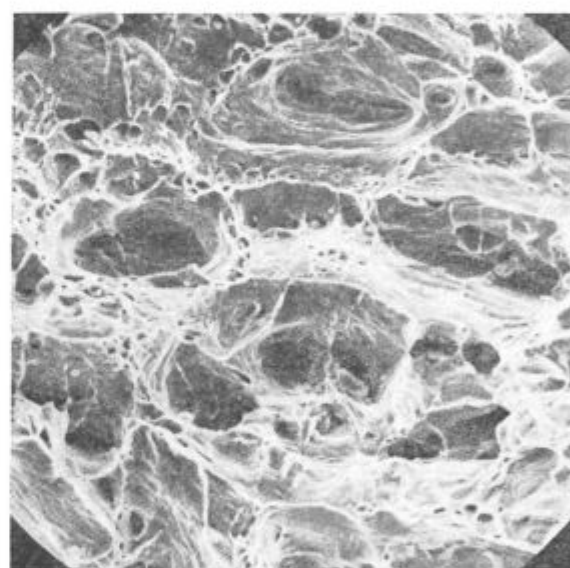
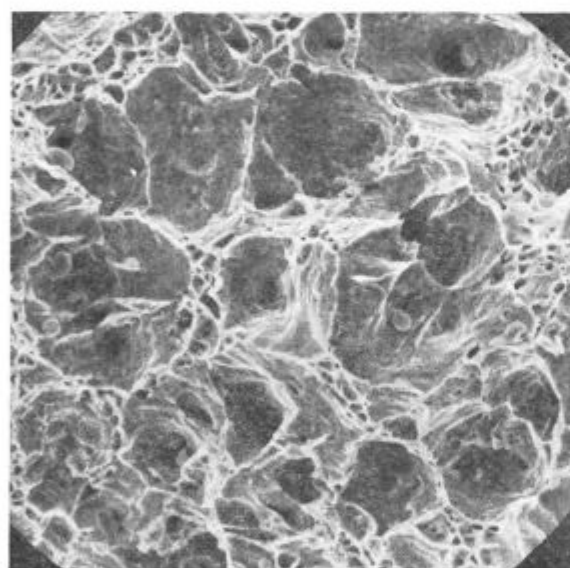
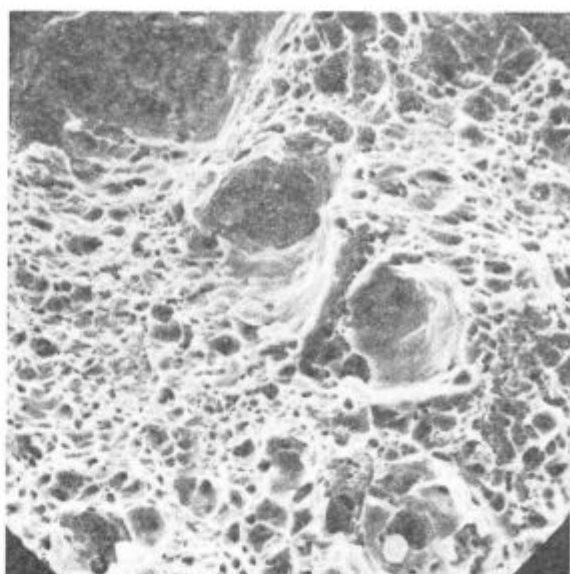
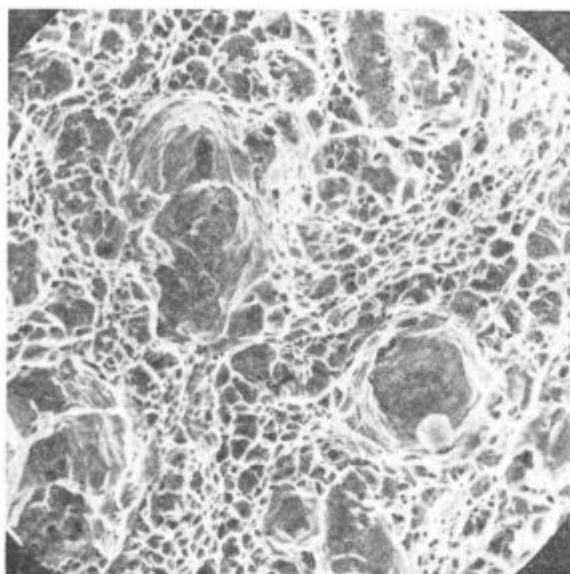
Influence of the rolling temperatures of steel A, B, C, D, and E on the ratio between the short and long axis of the oval fractures of the ultimate-strength test pieces.

valjano jeklo E je imelo tudi intrakristalen duktilen prelom iz večjih in manjših jamic (sl. 20 a in b). Večje jamice so bile bolj pogoste zato, ker je v tem jeklu več vključkov kot v jeklu C. Po valjanju pri nižji temperaturi so bile večje jamice nekoliko sploščene, vendar ne zaradi asimetrične rasti, temveč zato, ker se nekovinski vključki v tem nepomirjenem jeklu bolj sploščijo pri nižji kot pri višji temperaturi valjanja. Velja, da se makro anizotropija v kontrakciji ne odraža v zaznavni obliki na mikro prelomu jekla.

ZAKLJUČKI

Več industrijskih jekel smo izvaljali v temperaturnem intervalu med 1200 in 790 °C, da bi ugotovili, kako osnovna sestava in temperatura valjanja vplivata na izoblikovanje mikrostrukture po ohlaiditvi jekla na zraku po valjanju. Valjanje ni bilo izvršeno tako, da bi prišle do izraza značilnosti izločilne utrditve in kontroliranega valjanja mikrolegiranega jekla. Ugotovitve raziskave lahko strnemo v naslednje sklepe:

— ko se znižuje temperatura valjanja, se zmanjšuje velikost zrn na podoben način v vseh jeklih, s pogojem, da valjanje poteka v avstenitu, ki po vsakem vtiku izloča deformacijsko energijo z rekristalizacijo. Velikost zrn je različna v različnih jeklih pri enaki temperaturi valjanja; najmanjša je v mikrolegiranem jeklu, največja pa v nepomirjenem jeklu. Različna količina ogljika in mangana ne vpliva pomembno na velikost zrn po valjanju.



Slika 18 a in b, pov. 1500 ×.
Prelom jekla C, ki je bilo izvaljano z začetno temperaturo 1100 in 900 °C.

Fig. 18 a and b
Magn. 1500 ×. Fracture of steel C rolled with initial temperatures 1100 and 900° C.

Slika 19 a in b, pov. 800 in 500 ×.
Prelom jekla E, ki je bilo izvaljano z začetno temperaturo 1200 in 900 °C.

Fig. 19 a and b
Magn. 800 and 500 ×. Fracture of steel E rolled with initial temperatures 1200 and 900° C.

— Če med valjanjem ostaja del avstenita nerekrystaliziranega, nastaja po ohladitvi na zraku dvojna mikrostruktura, v kateri izvirajo bolj grobe sestavine iz avstenitnih zrn, ki so bila nerekrystalizirana ob premeni. To ne vpliva zaznavno na trdnostne lastnosti in nekoliko zmanjšuje plastičnost jekla.

— Če med valjanjem nastaja majhna količina ferita, to nima zaznavnih posledic za mikrostrukturo in lastnosti jekla po ohladitvi na zraku s tem-

perature valjanja. Če pa nastaja večja količina ferita, ki med valjanjem ne rekrystalizira, zrna te faze rastejo zaradi deformacijsko inducirane migracije kristalnih mej. Zaradi tega se zmanjšajo trdnostne lastnosti in kontrakcija, poveča pa se raztezek jekla.

— Valjanje pri nizkih temperaturah, ko ostaja med vtiki znatna količina avstenita nerekrystalizirana ali pa nastaja znatna količina ferita, ustvari v jeklu anizotropijo. Zaradi nje se jeklo lažje de-

formira pravokotno na ravnino valjanja, kot v tej ravnini. Če je anizotropija posledica nerekristalizacije avstenita med valjanjem, se nekoliko zmanjša plastičnost jekla; če pa je njen vzrok pojav ferita med valjanjem, se zmanjša kontrakcija in nekoliko poveča raztezek. To pove, da prihaja pri preizkušanju do izraza nerekristalizacija ferita med valjanjem le tedaj, ko je jeklo podvrženo troosnemu napetostnemu stanju.

— Proces valjanja močno pospeši razpad trdne raztopine aluminijevega nitrda in niobijevega karbonitrda v avstenitu. Tvorba izločkov je bolj kvantitativna, če med vtiki večja količina avstenitnih zrn ostaja v nerekristaliziranem stanju.

— Deformacijsko inducirano tvorbo aluminijevega nitrda pri nizkih temperaturah valjanja spremlja povečanje občutljivosti jekla za anormalno rast zrn pri ponovnem segrevanju jekla v avstenitno stanje.

VIRI

1. K. J. Irvine, T. Gladman, J. Orr in F. B. Pickering: *Journal of ISI* 208, 1970, 717—726.
2. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in M. Kmetič: *Harterei Technische Mitteilungen* 32, 1977, 284—291.
3. F. Vodopivec, A. Rodič in J. Rodič: *Železarski zbornik* 16, 1982.
4. I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sampei in T. Okita: *Micro Alloying 1975*, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 120—135.
5. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Metals Technology* 7, 1980, maj, 186—191.
6. T. Tanaka, N. Tabata, T. Hatomura in C. Shiga: *Micro Alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 107—119.
7. S. Gohda, K. Vatanabe in J. Hashimoto: *Transactions ISIJ* 21, 1981, 6—15.
8. T. Gladman in F. B. Pickering: *Journal of ISI* 205, 1967, junij, 653—664.
9. T. Gladman, D. Dulieu in I. D. McIvor: *Micro Alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 32—58.
10. A. Osojnik, T. Lavrič in F. Vodopivec: *Železarski zbornik* 14, 1980, 87—93.
11. F. Vodopivec, D. Kmetič, F. Vizjak, G. Manojlovič in F. Haller: *Prispevek za 2. Mednarodni kongres o valjanju jekla*, Düsseldorf, maj, 1983.
12. J. D. Jones in A. B. Rotwepell: *Deformation under hot working conditions*, ISI publication 108, The Iron and Steel Institute, London, 1968, 78—82.
13. I. Weiss in J. J. Jonas: *Metallurgical Transactions* 11 A, 1980, 403—410.
14. J. J. Jonas in I. Weiss: *Metal Science* 3, 1979, 238—245.
15. T. M. Hoogendoorn in M. J. Spanraft: *Micro Alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 75—87.
16. A. Le Bon, J. Rofes Vernis in C. Rossard: *Metals Science* 9, 1975, 36—43.
17. T. Tanaka, T. Funakoshi, M. Ueda, J. Tsuboi, T. Yasuda in C. Utanashi: *Micro Alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 399—409.
18. F. Vodopivec, J. Rodič in A. Rodič: *Advances in the Physical Metallurgy and Application of Steel University of Liverpool*, 1981. Bo objavljeno.

ZUSAMMENFASSUNG

Verschiedene Konstruktionsstähle sind bei Temperaturen zwischen 1200 °C und 790 °C bei sonst gleichen anderen Bedingungen ausgewalzt und an der Luft abgekühlt worden. Die Gefüge — und die mechanischen Untersuchungen sind durchgeführt worden. Chemisch ist die Menge von Niobiumkarbonitrid und Aluminiumnitrid bestimmt worden.

Die Walztemperatur beeinflusst die Gestaltung des Mikrogefüges in verschiedenen Stählen verschieden. Die Erhöhung des Mangan und Kohlenstoffgehaltes und besonders das Mikrolegieren mit Niobium verursacht die Erhöhung der Temperatur bei welcher zwischen den Stichen Austenit nicht vollkommen rekristallisiert. Beim Walzen unter dieser Temperatur entsteht im Stahl ein zweifaches Mikrogefüge dessen gröbere Bestandteile aus Austenitkörnern entstanden sind, die bei der Umwandlung nicht rekristallisiert waren. Dadurch wird die Verformungsfähigkeit vermindert, hat aber keinen Einfluss auf die

Festigkeit des Stahles. In kohlenstoffarmen Stählen entsteht während dem Walzvorgang Ferrit, die Körner wachsen, die Festigkeit und die Plastizitätsgrenze werden kleiner, die Dehnung wird grösser und die Einschnürung kleiner. Es entwickelt sich die Anisotropie, durch welcher Stahl senkrecht auf die Walzebene leichter verformbar wird als in dieser Ebene.

Während dem Walzvorgang wird die Bildung von Aluminiumnitrid und Niobiumkarbonitrid durch die Verformungsinduzierte Ausscheidung beschleunigt. Bei gleicher Walztemperatur entsteht eine grössere Menge der beiden Dispersoiden, falls zwischen den Stichen mehr Austenit nicht rekristallisiert. Die Bildung von Aluminiumnitrid während dem Walzen bei niedrigeren Temperaturen macht den Stahl empfindlicher für das Kornwachstum bei der wiederholten Erwärmung im Austenitbereich.

SUMMARY

Various structural steel was rolled in the temperature interval 1200 to 790 °C at equal other conditions, and cooled in air. Microstructural and mechanical testing was made, and chemically the amount of niobium carbonitride and aluminium nitride was analysed.

Rolling temperature has various influences on the formation of the microstructure in various steel. Increased amounts of manganese and carbon, and especially microalloying with niobium increases the temperature at which austenite does not completely recrystallises during the passes. In rolling below this temperature double microstructure is formed in steel, containing rougher components formed of austenite grains which were not recrystallised in the transformation. This reduces the plasticity but does

not influence the steel strength. In steel with low carbon, ferrite is formed in rolling, grains grow, strength and yield point are reduced, elongation is increased, contraction is reduced, and anisotropy is formed which causes that steel is more easily deformable perpendicularly to the rolling plane than in the rolling plane itself.

During rolling formation of aluminium nitride and niobium carbonitride is accelerated by the precipitation induced with the deformation. At the same rolling temperature more of both dispersoids is formed if more austenite remains not recrystallised between the passes. Formation of aluminium nitride in rolling at lower temperatures makes steel more sensitive for grain growth at reheating in the region of austenite.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В температурном интервале между 1200 и 790 °C произведена прокатка нескольких конструкционных сталей различного состава при одинаковых остальных условиях с охлаждением на воздухе. Выполнены механические и микроскопические исследования, а также с химическим анализом — содержание Nb и AlN.

В сталях различного состава температура прокатки различно влияет на микроструктуру. Увеличение содержания Mn и C, в особенности же содержание микросплавного Nb во время задачи прутков не происходит полная рекристаллизация аустенита. При прокатки при t -ре под выше наведенного интервала образуется в стали двойная микроструктура: более грубые составные части получались из аустенитных зерен, которые не перекристаллизовались во время изменения при подачи прутка. Это уменьшает

пластичность, но не влияет на прочность стали. В сталях с низким содержанием углерода образуется во время прокатки феррит, величина зерен увеличивается, прочность и предел пластичности уменьшаются, растяжение увеличивается, уменьшается сужение; этим сталь становится более деформируемая под прямым углом на равнину прокатки при сравнении на прокатку по равнине.

С деформационно индуцированным выделением во время прокатки ускорено образуются AlN и NbC. Если во время подачи остается больше аустенита, то при одинаковых t -ах образуется больше обеих дисперсионных соединений. Образование AlN во время прокатки при более низких t -ах причиняет, что сталь при повторном перегреве становится более чувствительна на увеличение зерен в области аустенита.

Matematično simuliranje nateznega preizkusa z upoštevanjem deformacijske hitrosti in odvisnosti utrjevanja od stopnje deformacije

UDK: 620.176.245.174.21:620.178.152.512
ASM/SLA: Q, Q27, Q7h, Q21

M. Zalokar

1. UVOD

Natezni preizkus danega materiala je eden najpogostejših tehnoloških preizkusov v praksi. Kot vemo, je za ta preizkus značilno močno lokalno oženje, ko dosežemo maksimum sile. To je tudi ena glavnih preprek, da bi lahko na osnovi nateznega preizkusa dobili krivuljo plastičnosti. Z matematičnim modelom bomo poskušali opisati pojave, ki nastopajo pri nateznem preizkusu.

Zaradi enostavnosti predpostavimo enoosno napetostno stanje. Upoštevali pa smo:

1. hitrost deformacije;

2. koeficient utrjevanja n , ki pa ni konstanten, temveč je odvisen od stopnje deformacije. Le-to odvisnost smo dobili iz torzijskega preizkusa istega materiala.

Zaenkrat smo natezni preizkus izvedli pri dveh različnih kvalitetah jekla (Č 3990 in KV 10), pri sobni temperaturi in pri temperaturi 100 °C. Vlečna hitrost pa je bila enkrat manjša in drugič večja. Matematično simuliranje je bilo izvedeno za večjo hitrost trganja zaradi razmeroma dolgega časa računanja računalnika. Nobene omejitve ni tudi za manjše hitrosti vlečenja — to pa je tudi pokazano.

Za reševanje diferencialnih enačb je bila uporabljena Hammingova modificirana metoda prediktor — korektor. S pomočjo polinomne regresije pa smo dobili odvisnost utrjevanja od deformacije.

Namen tega članka je prikazati nekaj pristopov za ovrednotenje standardnih tehnoloških preizkusov, v tem primeru nateznega. S tem pa se nam hkrati odpirajo nove možnosti napovedovanja lastnosti materialov, kar pa nam lahko pride zlasti prav pri vseh preoblikovalnih postopkih.

2. TEORETIČNE OSNOVE NATEZNEGA IN TORZIJSKEGA PREIZKUSA

2.1 Enoosni natezni preizkus

Za začetek obravnavamo idealno trgalno epruveto osnosimetrične cilindrične oblike, to je tako,

ki se enakomerno razteza po celotni dolžini pri vlečenju s konstantno hitrostjo v . Za tako epruveto velja:

$$\epsilon_0 = \ln \frac{L(t)}{L_0} = - \ln \frac{A_0(t)}{A_0(0)} \quad (1)$$

L_0 je začetna dolžina, $L(t)$ pa je dolžina epruvete v času t . $A_0(0)$ je začetni prečni presek epruvete, $A_0(t)$ pa je prečni presek v času t . Velja tudi:

$$\dot{\epsilon}_0 = \frac{v}{L_0 + vt} = - \frac{\dot{A}_0(t)}{A_0(t)} \quad (2)$$

Upoštevali smo, da pri hitrosti vlečenja v velja: $L(t) = L_0 + vt$

Naši nadaljnji računi pa bodo temeljili na predpostavki, da je v nekem začetnem trenutku naša epruveta že zožena v sredini. To zmanjšanje prečnega preseka opišemo s funkcijo:

$$A(z, t = 0) = A_0(t = 0) \left[1 - \frac{f}{2} - \frac{f}{2} \cos \left(\frac{2\pi z}{L_0} \right) \right] \quad (3)$$

Splošna odvisnost prečnega preseka od lege in časa pa je seveda:

$$A(z, t) = A_0(t) \left[1 - \frac{f}{2} - \frac{f}{2} \cos \left(\frac{2\pi z}{L} \right) \right] \quad (3')$$

Parameter f v (3), oz. (3') nam podaja velikost nehomogenosti prečnega preseka. Za $f = 0$ bi imeli idealno palico. Iz teh dveh enačb tudi vidimo, da je prečni presek najmanjši v sredini epruvete — $A(z = 0, t) = A_0(t)(1 - f)$ in največji na robu — $A\left(z = \frac{L}{2}, t\right) = A_0(t)$. Na sl. 1 si lahko ogledamo

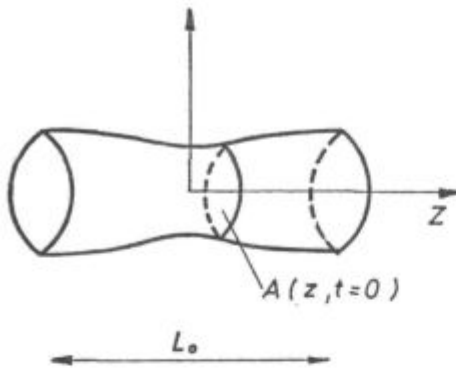
obliko naše trgalne epruvete, če smo predpostavili enačbo (3).

Analična aproksimacija krivulje plastičnosti, ki se največ uporablja, ima obliko potenčne funkcije

$$\sigma = K\epsilon^n$$

K in n sta konstanti, ϵ je efektivna deformacija in σ efektivna napetost. Mi pa uporabimo drugo obliko^{7, 8, 9}:

$$\sigma = K\epsilon^n \dot{\epsilon}^m \quad (4)$$



Slika 1
Oblika trgalne epruvete
Fig. 1
Original shape of tensile bar

V trgalni epruveti zanemarimo odstopanja od osnosimetričnega napetostnega stanja med stabilno deformacijo in na začetku končnega oženja. To pomeni, da so $\sigma_z, \epsilon_z, \dot{\epsilon}_z$ v smeri raztezanja. V (4) nastopa dodatni faktor $\dot{\epsilon}$, ki ga sicer tudi imenujemo intenziteta hitrosti deformacije. Ta faktor je potenciran na vrednost m ; m imenujemo lahko indeks deformacijske hitrosti (v angl. se često uporablja naziv strain — rate sensitivity). O koeficientih K in n bomo govorili kasneje, povem naj, da predpostavimo odvisnost $K(\epsilon)$ in $n(\epsilon)$.

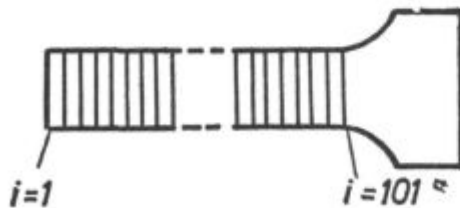
Naš nadaljni postopek pa je tak: polovico trgalne epruvete razdelimo na 100 delčkov (lahko seveda še več ali pa manj). Za to razdelitev rabimo torej $i = 101$ točk, pri čemer je prva točka v sredini epruvete, 101. točka pa na robu. Shematično je ta razdelitev prikazana na sliki 2.

Sila $P(t)$, ki deluje na epruveto v danem trenutku, mora biti v tem trenutku enaka v vsaki točki i vzdolž epruvete. Napišimo to silo $P(t)$:

$$P(t) = \sigma_z(z, t) \cdot A(z, t) = K \epsilon_z^n(z, t) \dot{\epsilon}_z^m(z, t) A(z, 0) e^{-\epsilon_z(z, t)} \quad (5)$$

V (5) smo upoštevali, da je:

$$\epsilon_z(z, t) = -\ln \frac{A(z, t)}{A(z, 0)} \quad (6)$$



Slika 2
Polovica trgalne epruvete, razdeljena na 100 enakih delčkov (101 točk)
Fig. 2
One half of a tensile bar divided into 100 equal elements (101 points)

Zaradi enostavnejšega pisanja od tu dalje ne bomo več pisali indeksa z . Ker velja, da je sila konstantna vzdolž epruvete v danem trenutku, je sila v i točki enaka sili v 101. točki. Za 101. točko pa naj velja (1), oz. (2). Napišemo enakost med tema dvema silama:

$$P(t) = \sigma(z_i, t) \cdot A(z_i, t) = \sigma_0 A_0(t) = \sigma_0 A_0(0) e^{-\epsilon_0(t)} \quad (7)$$

ali:

$$K(\epsilon_i) \epsilon_i^n(\epsilon_i) \dot{\epsilon}_i^m(t) A_i(0) e^{-\epsilon_i(t)} = K(\epsilon_0) \epsilon_0^n(\epsilon_0) \dot{\epsilon}_0^m A_0(0) e^{-\epsilon_0(t)} \quad (7')$$

in velja: $\epsilon_i = \epsilon(z_i)$;

$$\epsilon_0 = \epsilon(z_{i=101}),$$

$$A_i(0) = A_0(0) \left[1 - \frac{f}{2} - \frac{f}{2} \cos \left(\frac{\pi(i-1)}{100} \right) \right]$$

Po preureditvah dobimo končno enačbo za vsako točko i :

$$\dot{\epsilon}_i = \dot{\epsilon}_0 \left[\frac{K(\epsilon_0) \epsilon_0^n(\epsilon_0) A_0(0) e^{\epsilon_0}}{K(\epsilon_i) \epsilon_i^n(\epsilon_i) A_i(0) e^{\epsilon_0}} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (8)$$

Sedaj bi radi imeli le še koeficienta K in n , ki ju bomo dobili iz torzijskega preizkusa.

2.2 Torzijski preizkus valjaste epruvete cilindrične oblike

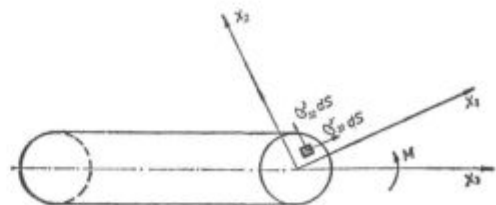
Najprej napišemo nekaj osnovnih enačb, ki veljajo za torzijo, kot je narisana na sl. 3. Za te razmere velja:

$$\sigma_{13} \neq 0; \sigma_{23} \neq 0; \sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = \sigma_{12} = 0 \quad (9)$$

Komponente deformacijskega tenzorja pa so:

$$\begin{aligned} \epsilon_{11} = \frac{\delta u_1}{\delta x_1} = \epsilon_{22} = \frac{\delta u_2}{\delta x_2} = \epsilon_{33} = \frac{\delta u_3}{\delta x_3} = \epsilon_{12} = \\ = \frac{1}{2} \left(\frac{\delta u_1}{\delta x_2} + \frac{\delta u_2}{\delta x_1} \right) = 0 \quad (10) \\ \epsilon_{13} = \frac{1}{2} \left(\frac{\delta u_1}{\delta x_3} + \frac{\delta u_3}{\delta x_1} \right) \neq 0 \\ \epsilon_{23} = \frac{1}{2} \left(\frac{\delta u_2}{\delta x_3} + \frac{\delta u_3}{\delta x_2} \right) \neq 0 \end{aligned}$$

u_1, u_2 in u_3 so pomiki v smeri odgovarjajočih osi x_1, x_2 in x_3 (x, y, z). Brez izpeljav naj povemo, da



Slika 3
Torzija valjaste epruvete cilindrične oblike
Fig. 3
Torsion of a prismatic bar with circular section

velja za torzijo okrogle epruvete v elastičnem področju, pri kateri prečni prerezi ostanejo ravni:

$$\begin{aligned} u_1 &= -\alpha x_2 x_3 \\ u_2 &= \alpha x_1 x_3 \\ u_3 &= 0 \end{aligned} \quad (11)$$

α je pri tem kot zavrtitve pri torziji na enoto dolžine:

$$\alpha = \frac{\varphi}{L} = \frac{2\pi \cdot \nu t}{L}$$

L je dolžina, ki jo torziramo in ν število vrtljajev v 1 sekundi.

Kot vemo, je splošen izraz za efektivno deformacijo:

$$\begin{aligned} \epsilon_i &= \frac{\sqrt{2}}{3} \left[(\epsilon_{11} - \epsilon_{22})^2 + (\epsilon_{22} - \epsilon_{33})^2 + (\epsilon_{33} - \epsilon_{11})^2 + \right. \\ &\quad \left. + 6(\epsilon_{12}^2 + \epsilon_{23}^2 + \epsilon_{31}^2) \right]^{1/2} \end{aligned} \quad (12)$$

Z upoštevanjem (10) in (11) dobimo za naš primer:

$$\epsilon = \frac{\alpha r}{\sqrt{3}}; r = (x_1^2 + x_2^2)^{1/2}; d\epsilon = \frac{\alpha}{\sqrt{3}} dr \quad (13)$$

(Izpustili smo pisanje indeksa i)

Zaradi njihovega geometrijskega pomena veljajo formule (13) v elastičnem, pa tudi v plastičnem področju. Za $r = R$, kjer R pomeni polmer torzirajoče epruvete, bi imeli:

$$\epsilon = \frac{\alpha R}{\sqrt{3}}; \dot{\epsilon} = \frac{\dot{\alpha} R}{\sqrt{3}} \quad (14)$$

$$\text{ali: } \epsilon = \frac{2\pi\nu t R}{L\sqrt{3}}; \dot{\epsilon} = \frac{2\pi\nu R}{L\sqrt{3}}$$

Navor pri torziji pa računamo po:

$$M = 2\pi \int_0^R \frac{\sigma}{\sqrt{3}} r^2 dr = \frac{6\pi\sqrt{3}}{\alpha^3} \int_0^{\epsilon} \sigma \epsilon^2 d\epsilon \quad (15)$$

Ker velja 4:

$$\frac{d}{d\alpha} \int_a^{b(\alpha)} F(\alpha) d\alpha = F(b) \frac{db}{d\alpha} \quad (16)$$

izračunamo dalje z upoštevanjem (15):

$$\frac{d(M\alpha^3)}{d\alpha} = 6\pi\sigma \frac{R^3 \alpha^2}{3\sqrt{3}} \quad (17)$$

Ob predpostavki $M = M(\alpha; \dot{\alpha})$ in ker velja

$$\frac{d\dot{\alpha}}{d\alpha} = \frac{\dot{\alpha}}{\alpha}$$

$$\text{imamo: } \frac{dM}{d\alpha} = \frac{\delta M}{\delta \alpha}, \quad \frac{\dot{\alpha}}{\alpha} + \frac{\delta M}{\delta \alpha} \quad (18)$$

Iz (17) in (18) dobimo:

$$\sigma = \frac{\sqrt{3}}{2\pi \cdot R^3} \left(3M + \alpha \frac{\delta M}{\delta \alpha} + \dot{\alpha} \frac{\delta M}{\delta \dot{\alpha}} \right),$$

oziroma:

$$\sigma(\epsilon, \dot{\epsilon}) = \frac{\sqrt{3}}{2\pi R^3} M \left(3 + \frac{\delta \ln M}{\delta \ln \epsilon} + \frac{\delta \ln M}{\delta \ln \dot{\epsilon}} \right) \quad (19)$$

ϵ in $\dot{\epsilon}$ sta podana z (14).

$\frac{\delta \ln M}{\delta \ln \epsilon}$ se običajno imenuje faktor utrjevanja n .

$\frac{\delta \ln M}{\delta \ln \dot{\epsilon}}$ pa imenujemo indeks deformacijske hitrosti m .

Sedaj izmerimo torzijsko krivuljo za dani material in iščemo regresijsko odvisnost v obliki:

$$\ln M = a_0 + a_1 \ln \epsilon + a_2 (\ln \epsilon)^2 + \dots + m \ln \dot{\epsilon} \quad (20)$$

V primeru, da so le a_0 , a_1 in a_2 različni od 0, m pa je tudi različen od 0 in konstanten, bo veljalo:

$$M = e^{a_0 + a_1 \ln \epsilon + a_2 (\ln \epsilon)^2 + m \ln \dot{\epsilon}} \quad (21)$$

Če iščemo izraz za σ v en. (19) v obliki $\sigma = K \epsilon^n \dot{\epsilon}^m$, imamo:

$$\frac{\sqrt{3}}{2\pi R^3} e^{a_0 + a_1 \ln \epsilon + a_2 (\ln \epsilon)^2 + m \ln \dot{\epsilon}} (3 + a_1 + 2a_2 \ln \epsilon + m) = K \epsilon^n \dot{\epsilon}^m$$

Od tod izpeljemo koeficient utrjevanja n :

$$n = a_1 + 2a_2 \ln \epsilon \quad (22)$$

Faktor K pa je:

$$K = \frac{\sqrt{3}}{2\pi R^3} e^{a_0} \epsilon^{-a_1} \dot{\epsilon}^{-a_2 \ln \epsilon} (3 + a_1 + 2a_2 \ln \epsilon + m) \quad (23)$$

Z (22) in (23) imamo sedaj dano odvisnost $n = n(\epsilon)$ in $K = K(\epsilon)$. Izraza za n in K vstavimo potem v enačbo (8).

3. EKSPERIMENTALNE MERITVE

Torzijske in trgalne epruvete smo izvedli za 2 kvaliteti, Č 3990 in KV 10. Kemična sestava je dana s tabelo:

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Sn
Č 3990	.16	.02	1.31	.085	.238	.34	.13	.27	.002	.018 %
KV 10	.06	.01	.40	.011	.041	.10	.11	.22	.002	.012 %

Toplotno so bili vzorci obdelani tako, da smo jih najprej mehko žarili 1 uro na temp. 800 °C, potem pa smo jih počasi ohladili na mirujočem zraku.

3.1 Mikrotrgalni preizkus

Izvedli smo ga pri 2 konstantnih hitrostih vlečenja pri temp. 20°C, nato pa še pri temp. 100°C. Vlečni hitrosti sta bili 4.2 mm/min. in 8 mm/min. Na registrirani papir smo posneli silo (v N) v odvisnosti od časa (v s). Preizkušanece je valjaste oblike, dolžine 50 mm, na sredini je tanjši, v dolžini pribl. 28.5 mm, premer tanjšega dela pa je pribl. 4.0 mm.

Na meji elastičnosti smo vlečenje ustavili, da bi lahko izmerili premer vzdolž trgalne epruvete. Ugotovljeno je, da se premer ni zmanjšal enakomerno vzdolž celotnega ravnega dela, temveč je na mestu, kjer se kasneje epruveta pretrga, manjši kot drugje. To zmanjšanje premera ni bilo možno izmeriti pri 100°C, kjer je takrat trgalna epruveta v peči.

3.2 Torzijski preizkus

Izvedli smo ga prav tako pri 20°C in 100°C, hitrost torziranja pa je bila 27 vrt./min. Na registrirni papir smo posneli navor (v Nm) v odvisnosti od časa (v s). Epruveta je valjaste oblike, dolžine 400 mm, ki je na sredini tanjša (premer tanjšega dela je pribl. 6 mm), v dolžini 42.0 mm.

Vse meritve dolžin in premerov so bile izvedene s klasičnimi merilnimi sredstvi — z mikrometrskim vijakom in kljunastim merilom.

4. NUMERICNI IZRAČUN

4.1 Ocenitev koeficientov m in faktorja f

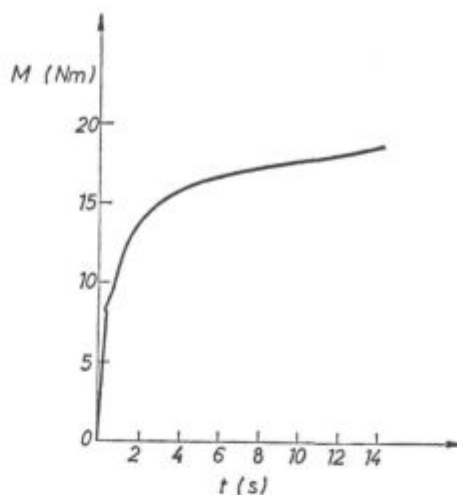
Najprej povemo, da koeficient m, ki je sicer konstanten, zavzame vrednosti med 0.001 in 0.01 za kovinske materiale pri sobnih temperaturah, pri višjih temperaturah pa je že nižji^{7,8,9}. Pri temp. 100°C je pri nas vrednost m že med 0.01 in 0.015. Koeficient m smo določili z preizkušanjem različnih vrednosti, nato pa smo izbrali tistega, pri katerem smo dobili najboljše ujemanje med izračunano in izmerjeno krivuljo. Nobena izmed dosedaj uporabljenih metod za določevanje m namreč še ni splošno veljavna. Celo pri istem materialu nam lahko ena metoda da drugačno vrednost m kot druga metoda¹⁰.

Tudi določevanje faktorja f je zvezano s precej ugibanja. Izhajali smo iz ocene, ki smo jo dobili tako, da smo merili premer na meji elastičnosti in iz podatkov v literaturi.^{7,8} Vrednost f naj bi bila manjša za sobno temperaturo (med 0.002 in 0.01), za večje temperature pa je f že večji od 0.01.

Tu naj še omenimo, da lahko s spreminjanjem f ali m ali pa obeh hkrati dosežemo še boljše ujemanje med izmerjenimi in izračunanimi krivuljami.

4.2 Izračun regresijskih koeficientov

Na elektronskem računskem centru ŽJ imamo narejen program za račun regresijskih koeficientov pri polinomni regresiji.



Slika 4

Navor v odvisnosti od časa, frekvenca $\nu = \frac{27}{60} \text{ s}^{-1}$

Fig. 4

Torque — time curve, frequency $\nu = \frac{27}{60} \text{ s}^{-1}$

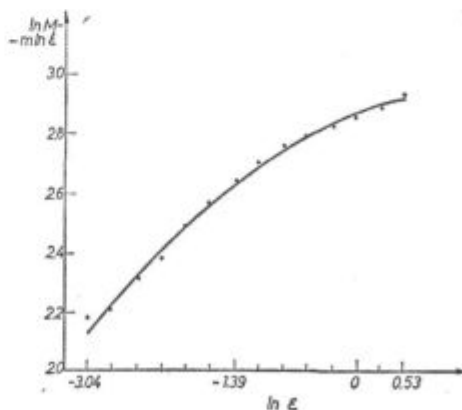
Izmerimo krivuljo navora v odvisnosti od časa.

Zgled je na sl. 4 ($\nu = \frac{27}{60} \text{ s}^{-1}$).

Zaradi (20) želimo dobiti regresijske koeficiente v regresiji:

$$\ln M - m \ln \dot{\epsilon} = a_0 + a_1 \ln \epsilon + a_2 (\ln \epsilon)^2 + \dots$$

Postopoma po naslednjem vrstnem redu: v času t odčitamo vrednost navora M, ϵ in $\dot{\epsilon}$ sta v tem času dana s (14). Izračunamo $\ln M - m \ln \dot{\epsilon}$ in za ta čas. Postopek ponovimo pri različnih časih in dobimo izmerjeno odvisnost $\ln M - m \ln \dot{\epsilon}$ od $\ln \epsilon$. Podatke vstavimo v program za polinomno regresijo in dobimo še zgornjo odvisnost v funkcijski obliki. Tako bi dobili za razmere na sl. 4 naslednje regresijske koeficiente pri regresiji 2. stopnje in za vrednost $m = 0.004$: $a_0 = 2.87035$, $a_1 = 0.11705$, $a_2 = -0.04171$.

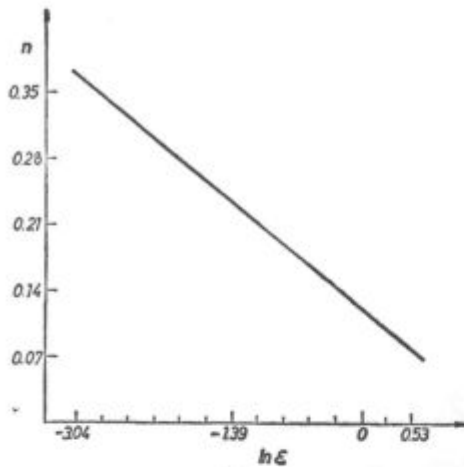


Slika 5

Izračunana (polna črta) in izmerjena (točke) odvisnost $\ln M - m \ln \dot{\epsilon}$ od $\ln \epsilon$

Fig. 5

$\ln M - m \ln \dot{\epsilon}$ as the of $\ln \epsilon$ — calculated (full line) and measured (points)



Slika 6

Izračunana odvisnost med koeficientom n in $\ln \epsilon$

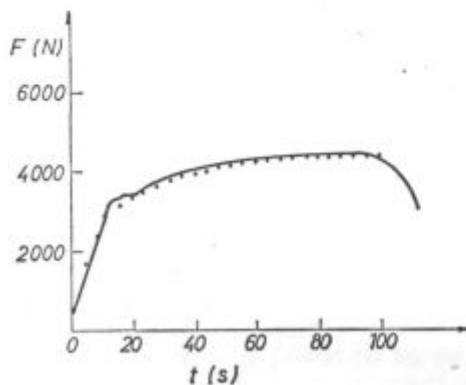
Fig. 6

Strain — hardening exponent n as the function of $\ln \epsilon$

Na sl. 5 je narisana funkcijska odvisnost $\ln M - m \ln \dot{\epsilon}$ od $\ln \epsilon$, ki jo izračunamo (polna črta), in izmerjena odvisnost (točke). Koeficiente a_0 , a_1 in a_2 potem vstavimo v (22), oz. (23). Na sl. 6 pa je še narisana odvisnost n ($\ln \epsilon$), ki jo dobimo iz (22) pri našem primeru.

4.3 Simuliranje mikrotrgalnega preizkusa

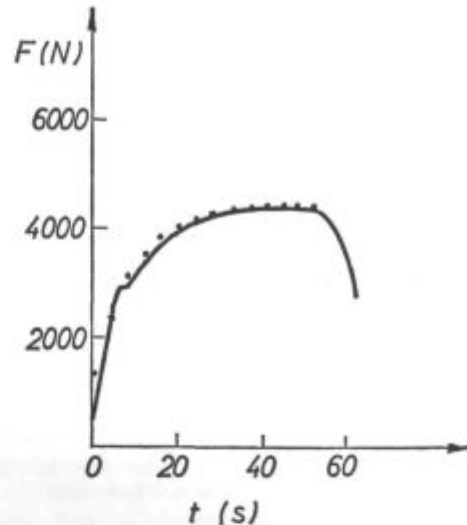
Pri računski metodi prediktor — korektor, ki jo uporabimo za reševanje diferencialnih enačb, moramo poznati vrednosti ϵ_i , $\dot{\epsilon}_i$ v nekem začetnem času t_0 . Bistveno za to metodo je tudi to, da računamo vrednosti rešitev dif. enačb v ekvidistančnih točkah — v našem primeru v ekvidistančnih časovnih intervalih Δt . Kot smo že prej omenili, velja, da se začne trgalna epruveta lokalno zoževati, ko smo še v elastičnem področju. Prav zaradi tega privzemamo obliko trgalne epruvete, ki je dana z (3), že v elastičnem področju. Trenutek t_0 , ko začnemo računati z (3), je naš začetni čas. Do tega



Slika 7

Mikrotrgalni preizkus KV 10, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$, $v = 4.2 \text{ mm/min}$

Fig. 7

Force — time curve for steel KV 10, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$,
 $v = 4.2 \text{ mm/min}$ 

Slika 8

Mikrotrgalni preizkus KV 10, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$, $v = 8 \text{ mm/min}$

Fig. 8

Force — time curve for steel KV 10, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$, $v = 8 \text{ mm/min}$

trenutka pa upoštevamo homogeno obliko trgalne epruvete — od tu pa lahko izračunamo ϵ_i , $\dot{\epsilon}_i$, ker pač poznamo hitrost vlečenja, in začetni premer. Imamo torej $\epsilon_i(t_0)$, $\dot{\epsilon}_i(t_0)$ v vsaki točki i . Po metodi prediktor — korektor izračunamo $\epsilon_i(t_0 + \Delta t)$, $\dot{\epsilon}_i(t_0 + \Delta t)$ in tako potem nadaljujemo po korakih Δt do konca. Tu naj omenimo, da je lokalno oženje v elastičnem področju res zelo majhno in morda v praksi zanemarljivo, pomembno pa je v naših izračunih prav zaradi enačbe (3).

5. PRIMERJAVA MED IZMERJENIMI IN IZRAČUNANIMI NATEZNIMI KRIVULJAMI

Na vseh naslednjih slikah predstavlja polna črta izmerjeno krivuljo, točke pa so izračunane po prej opisanih postopkih. Vsaka zadnja narisana točka je zadnja vrednost za silo, ki jo računalnik še izračuna.

Regresijski koeficienti a_0 , a_1 in a_2 so srednja vrednost 2 paralelnih torzijskih preizkusov.

5.1 Mikrotrgalni preizkus KV 10 pri temp. $20 \text{ }^\circ\text{C}$ in hitrosti vlečenja $v = 4.2 \text{ mm/min}$ (sl. 7)

Regresijski koeficienti so:

$$a_0 = 2.89018, a_1 = 0.0993, a_2 = -0.04822$$

Za f vrednost postavimo 0.003, m vrednost pa je 0.004

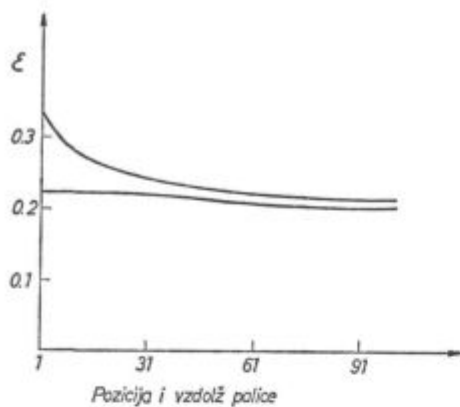
5.2 Mikrotrgalni preizkus KV 10 pri temp. $20 \text{ }^\circ\text{C}$ in hitrosti vlečenja $v = 8 \text{ mm/min}$ (sl. 8)

Regresijski koeficienti so:

$$a_0 = 2.89018, a_1 = 0.0993, a_2 = -0.04822$$

Vrednosti f in m sta:

$$f = 0.003, m = 0.004$$



Slika 9

Deformacija ϵ kot funkcija lege vzdolž trgalne epruvete pri 2 začetnih vrednostih deformacije

Fig. 9

ϵ as the function of position along the tensile bar for 2 stages of deformation

Na sl. 9 narišemo še vrednosti za ϵ v vsaki točki i , če je prvič: $\epsilon(1) = 0.226$ in drugič: $\epsilon(1) = 0.336$

Na sl. 10 pa je narisana odvisnost $\dot{\epsilon}$ v vsaki točki vzdolž trgalne epruvete, če je zopet prvič $\epsilon(1) = 0.226$ in drugič $\epsilon(1) = 0.336$

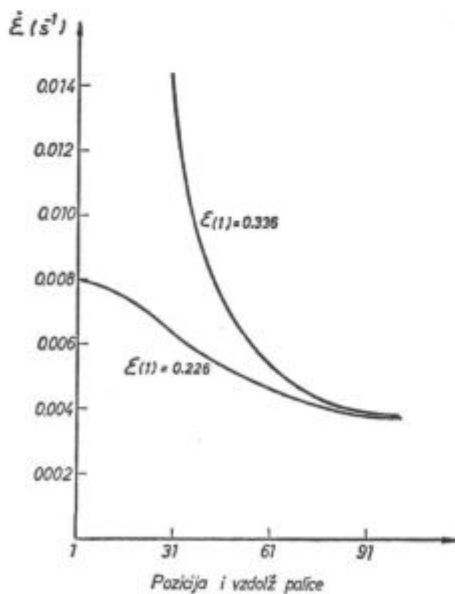
5.3 Mikrotrgalni preizkus KV 10 pri temp. 100 °C in hitrosti vlečenja $v = 8$ mm/min (sl. 11)

Regresijski koeficienti so:

$$a_0 = 2.86535, a_1 = 0.1335, a_2 = -0.04807$$

Vrednost f in m sta:

$$f = 0.015, m = 0.012$$

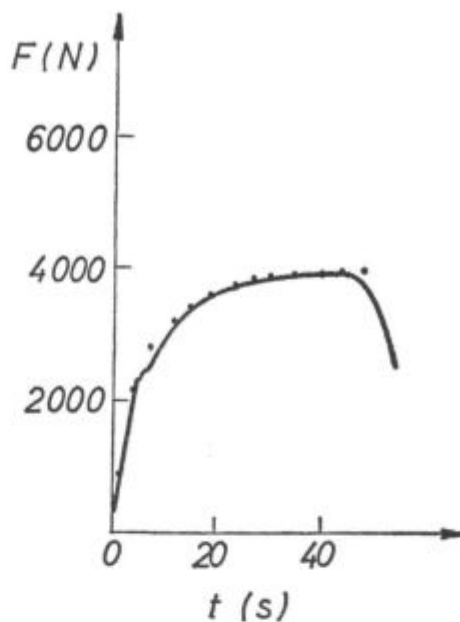


Slika 10

Deformacijska hitrost $\dot{\epsilon}$ vzdolž trgalne epruvete pri deformacijah, ki ustrezajo sl. 9

Fig. 10

Strain — rate $\dot{\epsilon}$ along a tensile bar for deformations of fig. 9



Slika 11

Mikrotrgalni preizkus KV 10, $T = 100$ °C, $v = 8$ mm/min

Fig. 11

Force — time curve for steel KV 10, $T = 100$ °C, $v = 8$ mm/min

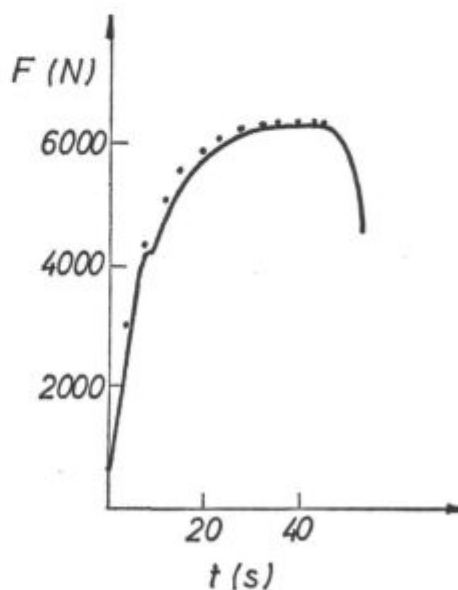
5.4 Mikrotrgalni preizkus Č 3990 pri tem. 20 °C in hitrosti vlečenja $v = 8$ mm/min (sl. 12)

Regresijski koeficienti so:

$$a_0 = 3.09748, a_1 = -0.09558, a_2 = -0.09836$$

Vrednosti f in m sta:

$$f = 0.0024 \text{ in } m = 0.006$$

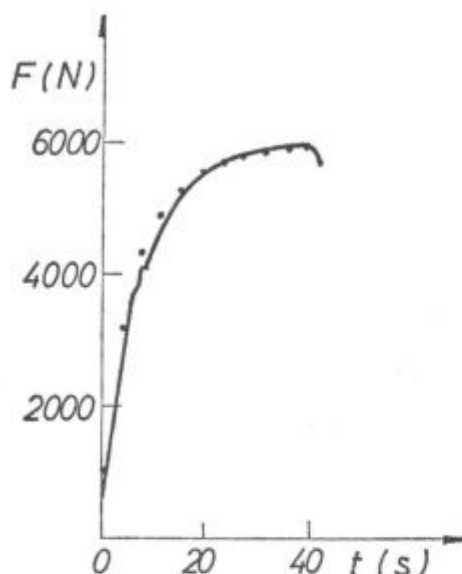


Slika 12

Mikrotrgalni preizkus Č 3990, $T = 20$ °C, $v = 8$ mm/min

Fig. 12

Force — time curve for steel Č 3990, $T = 20$ °C, $v = 8$ mm/min



Slika 13

Mikrotrgalni preizkus Č 3990, $T = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v = 8\text{ mm/min}$

Fig. 13

Force — time curve for steel Č 3990, $T = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$,
 $v = 8\text{ mm/min}$

5.5 Mikrotrgalni preizkus Č 3990 pri temp. $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ in hitrosti vlečenja $v = 8\text{ mm/min}$ (sl. 13)

Regresijski koeficienti so:

$$a_0 = 3.06848, a_1 = -0.01127, a_2 = -0.06654$$

Vrednosti f in m sta:

$$f = 0.015 \text{ in } m = 0.013$$

6. ZAKLJUČEK

V članku smo prikazali simuliranje mikrotrgalnega preizkusa z upoštevanjem enodimenzionalnega napetostnega stanja. Naši rezultati se dobro ujemajo z eksperimentom, vendar le do področja, kjer nastopi večje lokalno oženje. Da bi zajeli tudi to področje, bi bilo vsekakor nujno upoštevati tridimenzionalno napetostno stanje.

S pomočjo torzijskega preizkusa smo dobili odvisnost koeficienta utrjevanja n od ϵ . To odvisnost smo sicer dobili iz torzijskega preizkusa, toda iz dobrega ujemanja izmerjene in izračunane natezne krivulje lahko sklepamo, da bi enaka odvisnost veljala tudi pri vseh ostalih preoblikovalnih postopkih. To pa bi bilo zelo koristno, ker vemo, da se pri preoblikovanju materiala različni deli različno deformirajo.

Upoštevali smo tudi deformacijsko hitrost in z njo v zvezi koeficient m . Glede na to, da smo si pri določevanju tega koeficienta predvsem pomagali s podatki iz literature in s preizkušanjem ustreznih posameznih vrednosti za m , bi bilo potrebno izdelati merski ali računski postopek, ki bi nam dal vrednost m za hladno in za toplo preoblikovanje.

Tudi privzetek, da ima trgalna epruveta obliko, ki jo opišemo s kosinusno funkcijo, in da je velikost oženja v sredini odvisna od faktorja f , je le aproksimacija, ki je bila tudi že dana v literaturi^{7, 8}. Tudi tu mislim, da je prava rešitev za določitev oblike trgalne epruvete reševanje elasto in plastomehanskih enačb v 3 dimenzijah.

S spreminjanjem faktorjev f ali m ali pa obeh hkrati je možno doseči še boljše ujemanje izmerjenih in izračunanih krivulj. S tem se je ukvarjalo že dosti raziskovalcev^{7, 8, 9}. Vendar je vprašljivo, če ima to sploh smisel, če poprej ne izdelamo modela trgalnega preizkusa v 3 dimenzijah.

Enodimenzionalno simuliranje pa nam vseeno da rezultate, ki so sicer že znani, in sicer je hitrost oženja v sredini trgalne epruvete, ko se približujemo maksimumu sile, znatno večja, kot na robovih epruvete. Prav tako dobimo, da je deformacija največja v sredini.

Na koncu naj omenimo še, da bi bilo brez uporabe računalnika praktično neizvedljivo računanje polinomne regresije, kot tudi metode prediktor — korektor za reševanje diferencialnih enačb. Zavedati pa se moramo, da je računalnik že eno izmed nepogrešljivih sredstev pri raziskovalnem delu in da bo sčasoma njegova uporaba še bolj vsestranska, kot je sedaj.

DODATEK

Računska metoda prediktor — korektor za reševanje diferencialnih enačb.¹

Pri reševanju dif. enačbe

$$y' = f(x, y), \quad y(x_0) = y_0$$

je bistveno, da računamo vrednosti rešitve v ekvidistantnih točkah. Naj bo h razmak med argumenti in:

$$x_i = x_0 + i h, \quad i = 1, 2, \dots$$

Vzemimo, da poznamo poleg začetne še m vrednosti rešitve. Torej naj bo znana tabela:

$$\begin{array}{l} x_0, x_1, \dots, x_m, x_{m+1} \\ y_0, y_1, \dots, y_m \\ y_0, y_1, \dots, y_m \end{array}$$

Cel razred metod tega tipa dobimo z uporabo kvadrature formel posebne oblike. Najprej uporabimo kvadraturno formulo oblike:

$$\int_{x_0}^{x_{m+1}} y' dx = y_{m+1} - y_0 \cong \sum_{k=1}^m A_k y_k' \quad (a)$$

Z njo izračunamo vrednost,

$$y_{m+1}^{(p)} = y_0 + \sum_{k=1}^m A_k y_k'$$

ki jo imenujemo predvidena vrednost v točki x_{m+1} . Formulo (a) imenujemo prediktor. Nato pa izračunamo predvideno vrednost odvoda iz

$$y_{m+1}^{(p)'} = f(x_{m+1}, y_{m+1}^{(p)})$$

Sedaj pa uporabim drugo kvadraturno formulo:

$$\int_{x_2}^{x_{m+1}} y' dx = y_{m+1} - y_2 \cong \sum_{k=2}^{m+1} B_k y'_k \quad (b)$$

To formulo imenujemo korektor. Iz (b) izračunamo korigirano vrednost:

$$y_{m+1}^{(k)} = y_2 + \sum_{k=2}^m B_k y'_k + B_{m+1} y_{m+1}^{(p)}$$

in nato korigiramo še odvod:

$$y_{m+1}^{(k)'} = f(x_{m+1}, y_{m+1}^{(k)})$$

Prvih m vrednosti moramo računati po kaki drugi metodi. Za metodo tipa prediktor — korektor je značilno:

- a) razmik h mora biti konstanten,
- b) začetne vrednosti moramo izračunati drugače,
- c) na vsakem koraku izračunano dve vrednosti funkcije f(x, y),
- č) za oceno lokalne napake ni treba dodatnih računov

To metodo uporabimo, kadar zahteva f(x, y) veliko računanja, koraka h pa ni treba spreminjati. Pri naših računih pa sta to dva pogoja izpolnjena. Sicer uporabimo Hammingovo modificirano metodo prediktor — korektor, katere postopek je takle¹¹ (kratek povzetek):

Dan je sistem n navadnih dif. enačb prvega reda:

$$y_1' = \frac{dy_1}{dx} = f_1(x, y_1, \dots, y_n)$$

$$\dots \dots \dots \text{ali: } F(x, Y) = \begin{pmatrix} f_1(x, Y) \\ \vdots \\ f_n(x, Y) \end{pmatrix}$$

$$y_n' = \frac{dy_n}{dx} = f_n(x, y_1, \dots, y_n)$$

z začetnimi vrednostmi:

$$\begin{matrix} y_1(x_0) = y_{1,0} \\ \vdots \\ y_n(x_0) = y_{n,0} \end{matrix} \quad \text{ali: } Y_0 = \begin{pmatrix} y_{1,0} \\ \vdots \\ y_{n,0} \end{pmatrix}$$

Označimo še:

$$Y(x) = \begin{pmatrix} y_1(x) \\ \vdots \\ y_n(x) \end{pmatrix}$$

Naš prejšnji sistem enostavneje zapišemo:

$$Y' = \frac{dY}{dx} = F(x, Y) \quad \text{z } Y(x_0) = Y_0$$

Po Hammingovi modifikaciji klasične Milneove metode prediktor — korektor izračunamo vrednosti v točkah $x_{j+1} = x_j + h$ po naslednjem:

Najprej moramo poznati vrednosti v ekvidistančnih točkah $x_{j-3}, x_{j-2}, x_{j-1}, x_j$.

Prediktor izračunamo po:

$$P_{j+1} = Y_{j-3} + \frac{4h}{3}(2Y'_j - Y'_{j-1} + 2Y'_{j-2}) \quad (1)$$

Izračunamo modifikator:

$$M_{j+1} = P_{j+1} - \frac{112}{121}(P_j - C_j) \quad (2)$$

$$M'_{j+1} = F(x_{j+1}, M_{j+1}) \quad (3)$$

Izračunamo korektor:

$$C_{j+1} = \frac{1}{8}[9Y_j - Y_{j-2} + 3h(M'_{j+1} + 2Y'_j - Y'_{j-1})] \quad (4)$$

In končno vrednost:

$$Y_{j+1} = C_{j+1} + \frac{9}{121}(P_{j+1} - C_{j+1}) \quad (5)$$

Y, Y', P, M, C in F so vektorji z n komponentami, Enačbe (1) in (4) imajo lokalne napake:

$$T_1 = \frac{28}{90} h^5 Y^{(5)}(\xi_1) \quad \xi_1 \in (x_{j-3}, x_{j+1})$$

$$T_2 = -\frac{1}{40} h^5 Y^{(5)}(\xi_2) \quad \xi_2 \in (x_{j-2}, x_{j+1})$$

Rekli pa smo že, da moramo poznati vrednosti funkcij in odvodov teh funkcij v točkah x_0, x_1, x_2 in x_3 . Y_0 in $Y_0' = F(x_0, Y_0)$ so podani v začetku. Za izračun Y_1, Y_1', Y_2, Y_2' in Y_3, Y_3' uporabimo Ralstonovo varianto metode Runge — Kutta (povzetek):

$$\begin{aligned} K_1 &= h Y_0' \\ K_2 &= h F(x_j + 0.4h, Y_j + 0.4K_1) \\ K_3 &= h F(x_j + 0.457372h, Y_j + 0.2969776K_1 + 0.1587596K_2) \\ K_4 &= h F(x_j + h, Y_j + 0.2181004K_1 - 3.0509651K_2 + 3.8328647K_3) \end{aligned}$$

In končno:

$$Y_{j+1} = Y_j + 0.1747602K_1 - 0.5514806K_2 + 1.2055355K_3 + 0.1711847K_4$$

Te formule so primerne za integracijske metode, ki se ne začnejo same, ampak moramo poznati nekaj predhodnih vrednosti.

Literatura:

1. BOHTE, Z.: Numerične metode, Ljubljana, DZS 1978
2. ILJUKOVIČ, B. M., BAKASVILI, V. S., BEDINEJŠVILI, R. V.: Teoretičeskie osnovi obrabotki metallov davleniem, Tbilisi, Sabčota Sokartvelo 1979
3. JAMNIK, R.: Matematična statistika, DZS 1980

4. FILONENKO — BORODIČ, M. M., IZJUMOV, S. M., OLISOV, B. A., KUDRJAVCEV, J. N., MALJGINOV, L. I.: Kurs soprotivlenija materialov, D. 2., Moskva, Gosudarstvenoe izdatel'stvo tehniko — teoretičeskoj literaturi 1956
5. PRELOG, E.: Elasto in plastomehanika, Ljubljana, Univerza v Ljubljani 1973
6. BRUDAR, B.: Torzijski poskus v hladnem, Poročilo raziskovalnega oddelka Železarne Jesenice (januar 1978), str. 1—8
7. MELANDER, A.: Necking in Cylindrical Tensile Specimens, Scandinavian Journal of Metallurgy 9 (1980), str. 51—57
8. GHOSH, A. K.: Numerical Analysis of the Tensile Test for Sheet Metals, Metallurgical Transactions 8A (1977), str. 1221—1232
9. HUTCHINSON, J. W., NEALE, K. W.: Influence of Strain — Rate Sensitivity on Necking under Uniaxial Tension, Acta Metallurgica 25 (1977), str. 839—846
10. WAGONER, R. H.: A Technique for Measuring Strain — Rate Sensitivity, Metallurgical Transactions 12A (1981), str. 71—75
11. System/360 Scientific Subroutine Package (360 A — CM — 03) Version III., IBM Programmer's Manual

ZUSAMMENFASSUNG

Die Simulierung des Mikrozerreissversuches eines runden Stabes mit der Berücksichtigung des eindimensionalen Spannungszustandes in der Ziehrichtung bei konstanter Geschwindigkeit wird gezeigt. Das Ziehen ist bei zwei verschiedenen Geschwindigkeiten, bei 20 °C und 100 °C durchgeführt worden. Zwei verschiedene Stahlsorten sind untersucht worden. Bei der mathematischen Simulierung ist die Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ und der Verfestigungsexponent n berücksichtigt worden. Der Verfestigungsexponent bleibt aber nicht konstant, sondern ist eine Funktion der Verformung. Diese Abhängigkeit ist das Ergebnis des Torsionsversuches desselben Stahles und ist mittels der Anwendung der polinomen Regresie erhalten worden. Ein guter Zusammenhang zwischen den gemessenen (volle Zeile) und der ausgerechneten Kurven (Punkte) — Kraft in Abhängigkeit von der Zeit ist erhalten worden. Dieser Zusammenhang gilt nur bis zum Punkte wo schon eine stärkere lokale Einschnürung auftritt. Auch die Hamming'sche Modifikation der klassischen Methode nach Milne Prediktor — Korrektor die bei unseren Ausrechnungen angewendet worden ist, gibt uns die ausgerechneten Werte für die Kraft nur bis zum Bereich der ausgeprägten Einschnürung (der letzte gezeichnete Punkt an den Bildern ist auch der letzte der noch vom Rechner ausgerechnet wird).

Die Verformungsgeschwindigkeit ist in der konstituiven Gleichung ($\sigma = K \cdot \epsilon^m \cdot \dot{\epsilon}^n$) potenziert durch m , den man auch als Index der Verformungsgeschwindigkeit nennen kann. Der Index hat bei Kaltversuchen einen Wert zwischen

0,001 und 0,1, bei köheren Temperaturen ist er grösser. Der Index n ist durch die Prüfung verschiedener Werte bestimmt worden, wobei die schon bekannten Daten berücksichtigt worden sind. Es wäre nötig ein Mess oder Rechenverfahren auszuarbeiten um genauere Werte für m zu erhalten.

Die Abhängigkeit des Verfestigungskoeffizienten n von der Verformung, erhalten beim Torsionsversuch, ist bei der Simulierung des Zugversuches berücksichtigt worden. Wir nehmen das als berechtigt an, denn die Übereinstimmung der gemessenen und ausgerechneten Werten kann als gut betrachtet werden. Demnach könnte die Abhängigkeit des Verfestigungskoeffizienten n von der Verformung auch bei anderen Verformungsverfahren, wo sich wie bekannt verschiedene Teile des Verformungsstückes verschieden verformen (Walzen, ziehen von Draht, Tiefziehen u. s. w.) angewendet werden.

Bei der Simulierung wurde angenommen, dass der Zerreiisstab am Anfang der Rechnung eine Form hat die mit der Sinusfunktion beschrieben werden kann. Die richtige Form könnte nur durch die Lösung der elasto — plasto mechanischen Gleichungen in 3 Dimensionen erhalten werden. Die Lösung dieser wird nötig um den Zugversuch näher zu beschreiben.

Mit dem eindimensionalen mathematischen Modell werden trotzdem die schon bekannten Ergebnisse erzielt, dass die Einschnürungsgeschwindigkeit und die Verformung allein in der Mitte des Zerreiisstabes viel grösser sind, als an den Enden des Stabes.

SUMMARY

Mathematical model for tensile test of a cylindrical specimen is described. One-dimensional stress state in the direction of drawing with the constant velocity v is considered. Two drawing velocities were chosen at 20 and 100 °C for two different steels. In the mathematical simulation also strain rate and strain-hardening power n are taken in account being not constant but a function of deformation. This relationship was obtained from the torsion test of the same material by a polynomial regression.

The agreement between the measured (full line) and the calculated (dots) values for the force — time curves is rather good till the commencement of final necking. The modification of the Hamming and Milne standard trial and error method is used. This method enables to calculate values of force till the commencement of final necking (the last dot in figures represents also the end of the calculation).

The power m of the strain rate in the equation is strain-rate sensitivity. It can vary between 0.001 and 0.01 for metallic materials at the room temperature. At higher temperatures it is greater. For our model it was deter-

mined from data in references and by testing various values. The necessity exists for developing a numerical or experimental technique to measure the strain-rate sensitivity.

The relationship between the strain-hardening power n and the deformation was obtained from the torsion test. This relation was applied in simulation of the tensile test. This seems to be justified because a very good agreement between the calculated and measured values was obtained. This relation can be applied also for the other deformation processes, e.g. wire drawing, rolling, deep drawing, etc. since in those processes various sections of material are subjected to different deformations.

The original geometry of bar showed slight sine-shaped form. According to our opinion the real form of the bar can be obtained by solving the three-dimensional mechanics equation and therefore it should be the only way to describe exactly the tensile test.

But the one-dimensional mathematical model showed that deformation and strain rate are much greater in the middle of the bar than at the ends.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рассмотрено моделирование микронспытания на разрыв круглого прутка учитывая одномерное напряжение при константной скорости v прокатки.

Растяжение производилось при применении двух различных скоростей при t -ax 20 °C и 100 °C. Взяты два сорта стали. При математическом подгреве взято во внимание деформация ξ , а также коэффициент упрочнения n , который не представляет собой постоянную величину, а функцию деформации. Эта зависимость получена из испытания того же самого образца на кручение, а именно с употреблением полинома регрессии.

Оказалась хорошее согласование между измеренными (полная линия) и вычисленными кривыми (точки) — сила в зависимости от времени. Это согласование действительно до предела, где наступает сильное локальное сужение. Также модификация по Hamming — у классического метода по Milne — предсказание-коррекция, которую мы употребляли при наших вычислениях дает вычисленные значения для сил только до предела ярко выраженного сужения последняя точка на рисунке представляет также последнюю точку, которую также еще вычисляет счетчик).

Быстрота деформации в конституционном уравнении ($\sigma = K \cdot \epsilon^n \cdot \dot{\epsilon}^m$) возведена в степень m , которую можно обозначить как индекс скорости деформации. Значение m для испытаний в холодном состоянии лежит между 0,001 и 0,01, а для испытания при более высоких тем-р значение сравнительно больше.

Определение m выполнено изучением отн. исследованием различных значений, причем конечно были взяты во внимание уже известные данные. Было бы необходимо изготовить измерительный или вычислительный способ для точного определения значения.

Зависимость коэффициента упрочнения n полученная из испытания образца на кручение взято во внимание при моделировании испытания на растяжение.

С нашей стороны мы можем заключить, что примененный способ определения коэффициента вполне оправдан: измерения и вычисления уравнения хорошо согласуются. Из этого следует, что зависимость коэффициента упрочнения n от деформации можно применить также при других способов деформации, при которых как это известно деформируются различно отдельные части деформирующего образца (прокатка, волочение проволоки, глубокая вытяжка и пр.). Во время самого моделирования взято, что образец испытания на разрыв имеет в начале вычисления на разрыв форму, которая описана как синусоидная функция. Действительную форму можно бы было получить разрешением эластическо и пластическо механических уравнений в трех размерах. Разрешение этих уравнений окажется весьма необходимо, так как на основании этого можно будет более точно описать испытание на разрыв. С одномерным математическим модельем мы все-таки получаем уже известные нам результаты т. е., что быстрота сужения и самая деформация в середине образца на разрыв гораздо больше чем на концах самого прутка.

Uporaba logističnih krivulj za dolgoročno planiranje energije v črni metalurgiji

UDK: 620.98

ASM/SLA: W 11 g

J. Bratina, G. Kacil, D. Vodeb

Energija v črni metalurgiji kaže trend začetnega, dokaj hitrega dviga in doseže svojo največjo rast. Nato se rast razvoja polagoma umiri in se bliža meji nasičenosti. Ta karakteristika časovnega opazovanja določenega pojava popolnoma ustreza logističnemu zakonu, kar smemo uporabiti za boljše napovedovanje pojavov v bodočnosti. Uporabljena metoda s pomočjo S-krivulj, ki je matematična formulacija logističnega zakona, je mnogo natančnejša od klasičnih metod linearnega napovedovanja, saj se upošteva naš dosedanji razvoj. Istočasno dobimo mejo nasičenosti opazovanega pojava za podatke o obstoječem stanju in naraven potek dela. To je osnova za dolgoročno planiranje osnovnih proizvodnih energetske kapacitete v sredini, za katero se izvaja analiza bodočega razvoja. Na osnovi več pokazateljev, ki se obnašajo po logističnem zakonu, je možno napovedati optimalno porabo energije glede na naraven trend rasti proizvodnje in zaposlovanja kot najpomembnejših pokazateljev našega nadaljnjega razvoja.

1. UVOD

Svetovni razvoj energetike zahteva od posameznih načrtovalcev dolgoročnih napovedi dogodkov vse natančnejše napovedovanje posameznih pojavov. Kriza in soočanje z vse večjimi omejitvenimi dejavniki zahteva od nas, da na področju planiranja uporabimo eksaktnije metode dela. Črna metalurgija kot energetska ekstenzivna industrijska panoga ima na področju energetike posebno mesto in vlogo. Ker sta obe področji tesno odvisni drugo od drugega, je nujno spoznati, kakšne so možnosti razvoja črne metalurgije, gledano z razvoja energetike.

V črni metalurgiji je energija potreben člen, ki nam omogoča izvedbo tehnoloških procesov. Istočasno pa nam z nastopom energetske krize vse

bolj draži proizvodnjo, v določenih obdobjih nam jo tudi prekinja, ker energije ni. Z osnovnim vprašanjem, kako se bo energija razvijala v črni metalurgiji, se ukvarja vse več strokovnjakov, ki iščejo optimalne poti rešitve glede na širši družbeni interes. Osnovna naloga, ki jo moramo rešiti, je poiskati čim realnejšo rast porabe energije v črni metalurgiji. Na osnovi poznavanja naravnega razvoja določene dejavnosti lahko sklepamo, kaj moramo ukreniti, da bomo pravočasno sanirali neugodno energetska situacijo. To nalogo moramo začeti čim prej, kajti zamujena akcija bo še težje rešljiva.

V matematičnem smislu obstaja več različnih metod napovedovanja, od najpreprostejšega linearnega napovedovanja do zahtevnih stohastičnih metod. V delu se bomo omejili na logistični zakon napovedovanja rasti določenega pojava. Logistični zakon je definiran z naslednjimi zahtevami:

- pojav z večanjem časovne vrste doseže določeno stopnjo nasičenosti,
- pojav v svojem razvoju časovne vrste doseže svojo največjo rast,
- pojav stalno narašča.

Te formulacije bomo matematično izrazili s pomočjo S-krivulj.^{1,2}

Pri obdelavi bomo najprej razčlenili matematične formulacije logističnega zakona in njeno matematično izpeljavo. Nato bomo za opazovanje časovne vrste pojava s področja energetike izdelali matematičen model, na osnovi katerega bomo ugotovili:

- ali časovna karakteristika pojava ustreza formulaciji logističnega zakona,
- določili parametre enačbe S-krivulje,
- ustrezno komentirali bodoči razvoj energetike.

Aplikacijo uporabe izdelanega modela bomo izvedli po podatkih za Železarno Ravne. Na osnovi dobljenih vrednosti bomo izdelali analizo bodočega stanja. Glavni rezultat dela bo dolgoročna napoved porabe energije, tako da bomo dosegli njeno najučinkovitejšo izrabo glede na naravno rast proizvodnje v železarni.

J. Bratina, dipl. inž. el. je ravnatelj TOZD elektrotehniške storitve

G. Kacil, magister marketinga, prof., je predsednik poslovnega odbora

D. Vodeb, magister, dipl. inž. strojništva je vodja oddelka za razvoj energetike vsi v Železarni Ravne

2. FORMULACIJA LOGISTIČNE KRIVULJE

Za določitev parametrov logistične krivulje izhajamo iz podatkov v preteklosti, ki jih podaljšamo po določeni zakonitosti v prihodnost. To utemeljujemo s tem, da veliko pojavov sledi vrednostim, ki jih dobimo na osnovi njegove zgodovine. Preden opravimo analizo, moramo ugotoviti, ali bo pojav tudi v bodočnosti podrejen približno enakim dinamičnim vplivom kot doslej ali pa bo doživel kakšno bistveno spremembo.

S-krivulja se je pokazala zelo primerna za obravnavo ekonomskih pojavov in za napovedovanje razvoja na določenih drugih področjih. S pomočjo S-krivulje bomo dobili oceno, kako se bo časovno razvijal pojav v nekem intervalu. Interval se izbere smiselno glede na naravo dela od 5 let do dolgoročnega planiranja 20 in več let. Dobljene vrednosti nam dajo le kakovostni razvoj opazovanega pojava, vedno pa bomo pojav obravnavali v pasu med optimistično in pesimistično napovedjo bodočega trenda.

Matematično moramo na osnovi časovne vrste določenega pojava določiti krivuljo, ki bo ustrezala naslednjim zahtevam, da

- ima svoj maksimum,
- ima prevoj.
- stalno raste.

Določiti moramo funkcijo $Y = f(t)$ v časovnem intervalu $(t, t + dt)$, ki ima naslednje lastnosti: Limito, izraženo z enačbo:

$$\lim_{t \rightarrow \infty} f(t) = a \tag{1}$$

kar pomeni, da ima asiptoto, ki se ji približuje, ko čas narašča preko vsake meje. Druga lastnost je določena z zvezo

$$f''(t) = 0 \tag{2}$$

katere rešitev nam definira točko prevoja. V tej točki je rast S-krivulje največja, kar pomeni, da ima tu opazovani dogodek svoj največji razvojni trend. Zadnja lastnost, kateri mora ustrezati krivulja $Y = f(t)$ je, da stalno narašča, kar izrazimo z zvezo

$$f'(t) > 0 \text{ in } \frac{f'(t)}{f(t)} > 0 \tag{3}$$

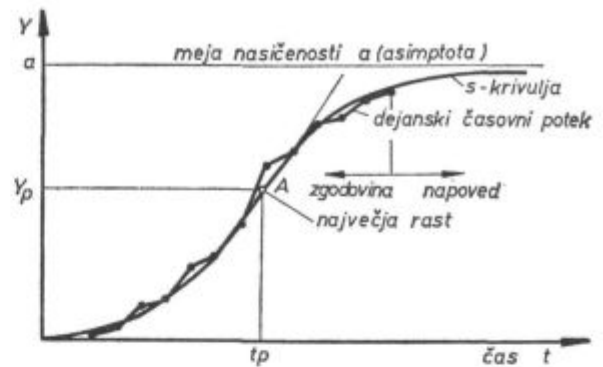
Tem trem karakteristikam ustrezajo S-krivulje, katere potek prikažemo na sliki 1.

Osnovno enačbo za logistično krivuljo dobimo tako, da enačbi za eksponencialno rast dodamo poseben člen. Namen tega člena je, da nam eksponencialno rast, ki raste v neskončnost, duši. V splošni obliki to zapišemo:

$$\frac{dy}{dt} = ay - g(y) \text{ pogoj } g(y) > 0 \tag{4}$$

Za pozitiven dušilni člen osnovne enačbe lahko izberemo poljubno obliko, najbolj uporabljiva je formulacija

$$g(y) = ky^2, \tag{5}$$



Slika 1
Prikaz S-krivulje
Fig. 1
Presentation of S-curve

iz katere dobimo naslednjo diferencialno enačbo

$$\frac{dy}{dt} = ky(a - y) \tag{6}$$

Rešitev enačbe (6) se glasi

$$y = f(t) = \frac{a}{1 + b \cdot e^{-c \cdot t}} \tag{7}$$

kar je osnovna enačba S-krivulje. Za analizo dogodkov po tej enačbi moramo določiti še koordinate prevojne točke. To dobimo tako, da enačbo (7) dvakrat odvajamo in rešimo enačbo (3).

Rešitev je

$$y_p = \frac{a}{2}; t_p = \frac{\ln b}{|c|} \tag{8}$$

Naslednja naloga, ki jo moramo rešiti, je, da iz časovne vrste dogodka

$$y_i, t = 1, 2, 3, 4, 5, \dots, n, \dots \tag{9}$$

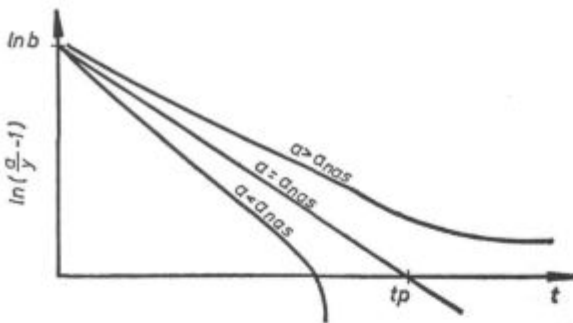
določimo parametre logistične krivulje in s tem enačbo (7). Možnosti je več. Uporabimo naslednjo. Logaritmiramo enačbo (7) in dobimo:

$$\ln b - c \cdot t = \ln \left(\frac{a}{y} - 1 \right) \tag{10}$$

Če za vsako vrednost iz časovne vrste dogodka po relaciji (9) izračunamo desno stran enačbe (10) in te vrednosti vrišemo v koordinatni sistem, vidimo, da morajo v primeru obnašanja opazovanega pojava po logističnem zakonu izračunane vrednosti ležati na premici, kar je razvidno z leve strani enačbe (10).

V primeru, da se pojav ne obnaša po logističnem zakonu, dobimo odstopanje od premice, kar prikažemo na sliki 2.

Ko poznamo mejo nasičenosti in ugotovitev, da se pojav obnaša po logističnem zakonu, moramo izračunati še koeficienta b in c enačbe (7). V ta namen uporabimo relacijo (10), desna stran je določena s časovno vrsto (9), koeficienta b in c pa izračunamo iz empiričnih podatkov po metodi najmanjših kvadratov.



Slika 2

Prikaz dogodkov v koordinatnem sistemu

Fig. 2

Presentation of phenomena in rectangular coordinates

V primeru, da pojav ne sledi logističnemu zakonu, moramo za tak pojav uporabiti kakšno drugo metodo napovedovanja pojavov v bodočnosti.

3. UPORABA MODELA ZA NAPOVED ENERGETSKE SLIKE ZA ZELEZARNO RAVNE

Železarna Ravne leži geografsko zunaj glavnih prometnih, energetskih in socialnih tokov v SR Sloveniji. Področje ima večstoletno tradicijo v fužinarstvu, tudi trenutna usmerjenost v proizvodnjo visokolegiranih jekel je posledica dolgega boja za obstanek. S predpostavkami, da imamo pred sabo področje, ki je

- zgodovinsko tradicionalno podprto,
- sledi svetovnemu razvoju na področju izdelave visoko kvalitetnih jekel, kontinuiteta razvoja osnovne panoge,

Tabela 1: Časovna vrsta za porabo električne energije in vrednosti za desno stran enačbe (10) za različne meje nasičenosti

leto	poraba GWh	desna str. enačbe (10) za mejo nasičenosti			
		250	300	350	220
1965	95	0.490	0.769	0.987	0.274
1966	103	0.365	0.648	0.875	0.127
1967	101	0.389	0.678	0.902	0.164
1968	116	0.144	0.461	0.702	-0.109
1969	142	-0.274	0.107	0.382	-0.599
1970	160	-0.575	-0.134	0.172	-0.981
1971	174	-0.828	-0.324	0.011	-1.330
1972	171	-0.772	-0.282	0.046	-1.250
1973	185	-1.046	-0.475	-0.114	-1.665
1974	188	-1.109	-0.518	-0.149	-1.771
1975	196	-1.289	-0.634	-0.241	-2.100
1976	183	-1.005	-0.447	-0.091	-1.599
1977	201	-1.411	-0.708	-0.299	-2.359
1978	207	-1.572	-0.800	-0.370	-2.768
1979	211	-1.688	-0.863	-0.417	-3.155
1980	218	-1.919	-0.978	-0.502	-4.691

— uvaja sodobne, racionalne tehnološke postopke

— je prostorsko in kvantitativno omejena, lahko testiramo razviti model logističnega razvoja energetike za našo železarno. K takemu pristopu nas je prisililo tudi dejstvo, da ne moremo več uporabiti klasičnih metod planiranja za napovedi razvoja, ker se s proizvodnjo in energetsko porabo počasi bližamo določeni meji nasičenosti.

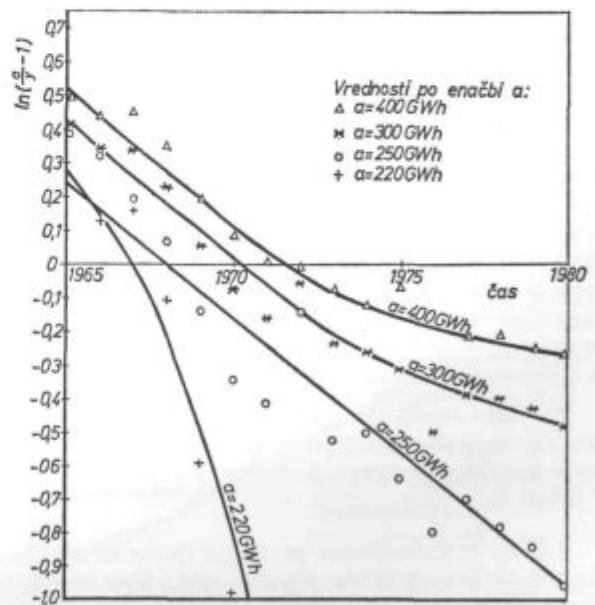
Model bomo podrobneje obdelali glede porabe električne energije, za ostale energetske medije in proizvodnjo bomo prikazali samo končne rezultate z ustreznim komentarjem. Časovna vrsta porabe električne energije je v tabeli 1, istočasno je že izračunana desna stran enačbe (10) za različne meje nasičenosti.³

Preizkus obnašanja časovne vrste po logističnem zakonu prikažemo na osnovi podatkov iz tabele 1 na diagramu na sliki 3.

Po metodi najmanjših kvadratov izračunamo za različne meje nasičenosti koeficiente enačbe (7) b in c in jih prikažemo v tabeli 2.

Tabela 2: Koeficienti enačbe (7) za različne meje nasičenosti. Enačbe veljajo za časovni interval od 1945 do 2010.

meja nasičenosti		
a	c	b
220	1840280	-0.217714
250	49020.80	-0.158615
300	3972.57	-0.117323



Slika 3

Obnašanje časovne vrste porabe električne energije za različne meje nasičenosti

Fig. 3

Behaviour of time series of electric energy consumption for various saturation limits

Enačba (7) se za mejo nasičenosti 250 GWh električne energije glasi:

$$E = \frac{250}{1 + 490020.8 \cdot e^{-0,158615 (t - 1900)}} \quad (11)$$

kjer je t/leto v veljavnem časovnem intervalu.

V tabeli 3 je izračunana letna poraba električne energije za posamezne meje nasičenosti in v časovnem intervalu od leta 1965 do 1995.

Vrednosti iz tabele 3 prikažemo na sliki 4.

Tabela 3: Izračunane vrednosti letne porabljenе električne energije za časovni interval od 1965 do 1995 in različne meje nasičenosti.

leto	dejanska meja nasičenosti (GWh)			
	GWh	220	250	300
1965	95	95	95	102
1966	103	107	104	110
1967	101	119	114	118
1968	116	131	124	127
1969	142	142	137	136
1970	160	152	144	144
1971	174	162	153	153
1972	171	171	163	162
1973	185	179	171	171
1974	188	186	180	179
1975	196	191	187	188
1976	183	196	195	196
1977	201	201	201	204
1978	207	204	207	211
1979	211	207	212	218
1980	218	209	217	225
1981		211	221	231
1982		213	225	237
1983		214	229	243
1984		215	231	248
1985		216	234	253
1986		217	236	258
1978		218	238	262
1988		218	240	265
1989		218	241	269
1990		219	242	272
1991		219	244	275
1992		219	244	277
1993		219	245	280
1994		219	246	282
1995		219	247	284

Za čim realnejšo napoved porabe električne energije moramo določiti po enačbah (8) za različne meje nasičenosti prevojno točko. Podatki so zbrani v tabeli 4.

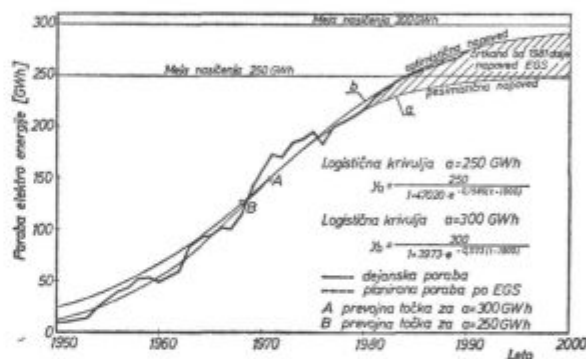
Tabela 4: Koordinate prevojne točke za različne meje nasičenosti letne porabe električne energije

meja nasičenosti a (GWh)	GWh	t _p (leto)
220	110	1966 + 3 mes
250	125	1968 + 1 mes
300	150	1970 + 7 mes

Prevojne točke za posamezne meje nasičenosti so vrisane na sliki 3. Najboljšo napoved za nadaljnih deset let nam da meja nasičenosti 250 GWh, zaključek slike 3, ko se nam desna stran enačbe najbolj prilega premici, ker je s tem zagotovljeno obnašanje električne energije po logističnem zakonu. Koordinate prevojnih točk nam samo potrjujejo ugotovljeno dejstvo in dobro ujemanje z znanimi podatki. Iz tega sledi najkvalitetnejša napoved dolgoročne letne porabe električne energije do leta 2000, pri meji nasičenosti 250 GWh.

V nadaljevanju prikažemo samo rezultate v obliki diagrama za naslednje parametre, letno porabo:

- tekočih in plinastih goriv slika 5
- kisika slika 6
- pare slika 7
- let. proizv. jekla slika 8
- štev. zaposlenih slika 9

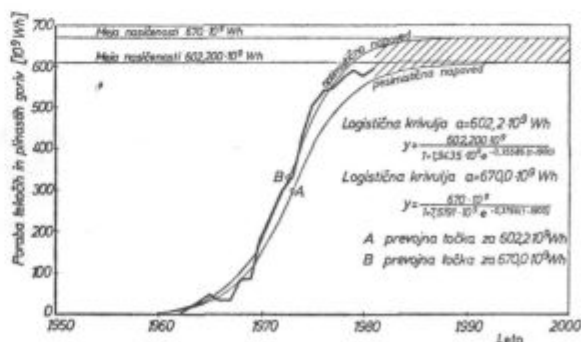


Slika 4

Diagram letne porabe elektro energije za različne meje nasičenosti in časovni interval od leta 1950 do 2000

Fig. 4

Diagrams of electric energy consumption per year for various saturation limits and the time interval 1950—2000

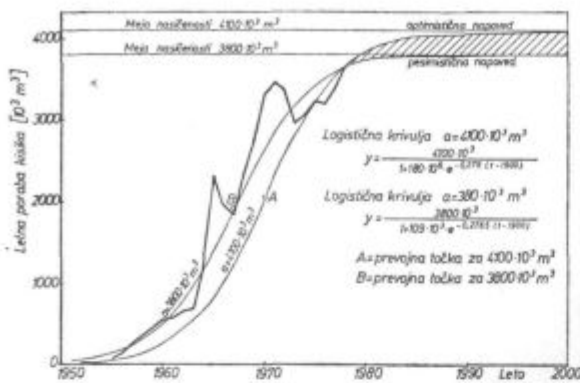


Slika 5

Poraba tekočih in plinastih goriv za različne meje nasičenosti in časovni interval od leta 1950 do 2000

Fig. 5

Consumption of liquid and gaseous fuels for various saturation limits and the time interval 1950—2000



Slika 6
Poraba kisika za obdobje od leta 1950 do 2000
Fig. 6
Oxygen consumption for the period 1950—2000

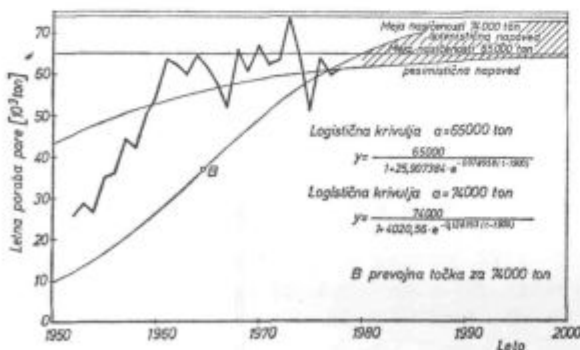
S slik je razvidno, da lahko ločimo procese, ki imajo umirjeno časovno vrsto, prikazana je električna energija na sliki 4, proizvodnja jekla, slika 8, in rast števila zaposlenih, slika 9.

Na sliki 6 — poraba kisika in sliki 7 — poraba pare, imamo opravka s čistima tehnološkima medijema, ki sta s svojo porabo zelo blizu meje nasičenosti. Toplotna energije, slika 5, vključuje tehnološki del energije in energijo za ogrevanje, pridobljeno samo iz mazuta in plinskih goriv. Ta je podvržena skokovitemu porastu in hitremu umirjanju, ker smo že blizu meje nasičenosti, glede na možnost nadaljnjega odvzema.

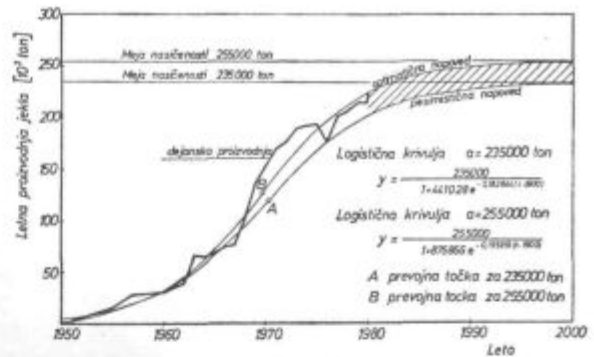
Vse tri časovne vrste je bilo možno zajeti z logističnim zakonom.

4. ANALIZA PORABE ENERGIJE ZA ZELEZARNO RAVNE

Med najpomembnejšimi napovedmi za železarno Ravne so proizvodnja jekla, poraba elektro energije in poraba tekočih ter plinastih goriv. Napoved porabe kisika, pare in števila zaposlenih je zanimiva kot primer uporabe logističnega zakona za določene industrijske napovedi.



Slika 7
Poraba pare za obdobje od leta 1950 do 2000
Fig. 7
Steam consumption for the period 1950—2000



Slika 8
Proizvodnja jekla za obdobje od leta 1950 do 2000
Fig. 8
Steel production for the period 1950—2000

Za električno energijo smo določili dve meji nasičenosti: 250 GWh in 300 GWh. Najbolj se logističnemu zakonu prilega napoved z mejo nasičenosti 250 MWh. Za nadaljnje računanje bomo uporabili 300 GWh.

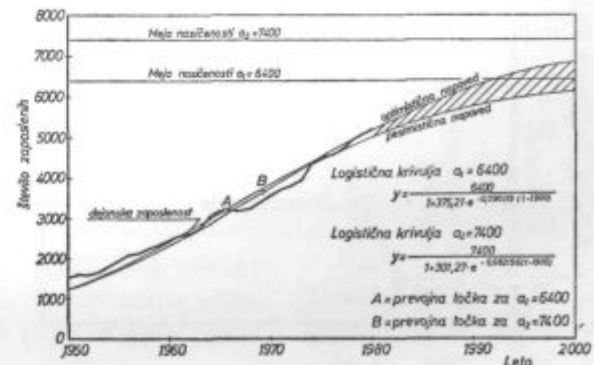
Za proizvodnjo jekla je meja nasičenosti jekla 255.000 ton in je razvidna s slike 8, za tekoča in plinasta goriva vzamemo $670 \cdot 10^6$ Wh, ker se prevojna točka za to krivuljo najbolj ujema z dejansko največjo rastjo.

Za tipična tehnološka porabnika, kisik in paro, smo vzeli za kisik mejo nasičenosti 3800×10^3 m³ in paro 74000 ton letne porabe ter 7400 zaposlenih za mejo nasičenosti za število zaposlenih.

Obe ostali meji nasičenosti, na sliki 7 za paro in sliki 6 za kisik, sta izbrani ena previsoko, druga prenizko.

Na osnovi znanih podatkov imamo za leto 1975 in 1980 naslednje specifične porabe, oziroma pokazatelje, ki so prikazani v tabeli 5.

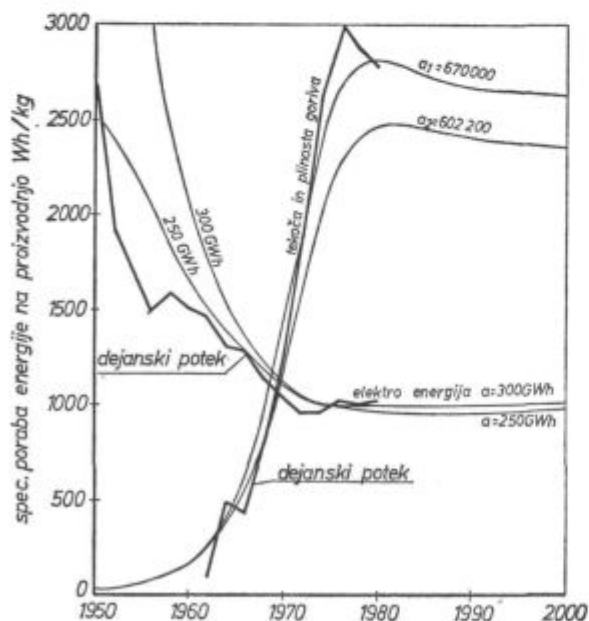
V naslednji tabeli prikažemo analizo energetske slike po scenariju logistične krivulje za leta 1985, 1990 in 1995.



Slika 9
Rast števila zaposlenih za obdobje od leta 1950 do 2000
Fig. 9
Growth of number of employees in the period 1950—2000

Tabela 5: Specifične porabe in ostali pokazatelji za leto 1975 in 1980 na osnovi dejanskih vrednosti in rezultatov enačb za ugotovljene meje nasičenosti posameznih parametrov.

zap. šte.	podatek	enota	1980		1975	
			dejanska	po enačbi	dejanska	po enačbi
1	električna energija	GWh	196	188	218	225
2	proizvodnja jekla	ton	193656	186585	214421	224387
3	tek. in plin. energ.	GWh	541.7	476.9	598.0	631.1
4	kisik	10 ³ m ³	3230	3431	3415	3700
5	pare	ton	64775	58489	52500	64936
6	skup. energ. (1 + 3)	GWh	737.7	664.9	816.0	856.1
7	štev. zaposlenih	zap	4508	4524	5187	5207
8	električna energija	kWh	1.012	1.007	1.017	1.003
9	proizvodnja jekla	ton	2.797	2.556	2.789	2.813
	tek. in plin. energ.	kWh				
10	proizvodnja jekla	ton	3.809	3.563	3.806	3.816
	skupna energija	kWh				
11	proizvodnja jekla	ton	16.679	18.388	15.927	16.489
	kisik	m ³				
12	proizvodnja jekla	ton	334.5	313.47	244.8	289.4
	para	kg				
13	proizvodnja jekla	ton	26.57	28.27	26.72	26.28
	električna energ.	%				
14	skupna energija	MWh	43.48	41.56	42.03	43.21
	električna energija	MWh				
15	štev. zaposlenih	zap	42.96	41.24	47.40	43.09
	proizvodnja	ton				
16	štev. zaposl.	zap	120.16	105.42	132.18	121.20
	tek. in plin. gor.	MWh				
	štev. zaposlenih	zap				



Slika 10

Prikaz specifičnih pokazateljev za enoto proizvodnje

Fig. 10

Presentation of specific parameters per unit output

Pomemben podatek je prikaz specifičnih porab za nasičeno stanje obravnavanih parametrov.

Na slikah 10 in 11 prikažemo potek specifičnih porab, oziroma parametrov stanja za izračunana leta — mejo nasičenosti po podatkih iz tabele 5 in tabele 6.

Poleg specifičnih parametrov je zanimiva analiza največje rasti porabe določenega pojma v železarni Ravne. Električna energija in proizvodnja jekla sta svojo največjo rast dosegla v obdobju 1970—1971, kar se popolnoma ujema z dejanskimi podatki.

Tudi kisik, kot čisti energetski medij, sledi tej zakonitosti in ima svojo največjo rast okoli l. 1970. Zaposlovanje je bilo najbolj intenzivno po krizi leta 1965 in je največji trend doseglo okoli leta 1968. Toplotna energija ima svojo največjo rast v letih 1972—1973, ko smo predelali največ peči iz generatorskega plina na nova tekoča in plinasta goriva in začeli s toplifikacijo.

Za napoved strategije bodoče porabe je pomembno doseganje stanja nasičenosti. S tem ugotovimo, koliko imamo še proizvodnih in ekonomskih rezerv v naših napravah; prikaz je narejen v tabeli 7.

Tabela 6: Analiza energetske napovedi za leta 1985, 1990, 1995 in za mejo nasičenja za obravnavane pokazatelje

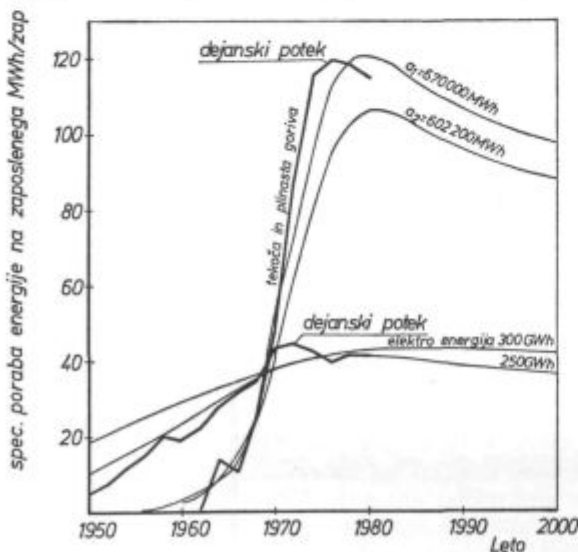
zap. št.	podatek	enota	1985	1990	1995	meja nasičenja
1	električna energija	GWh	253	272	284	300
2	proizv. jekla	ton	242372	250190	253139	255000
3	tek. in plin. goriva	GWh	663.8	669.0	669.8	670.0
4	kisik	10 ³ m ³	3774	3794	3798	3800
5	para	ton	68935	71245	72524	74000
6	skup. energija (1 + 3)	GWh	916.8	941.0	953.8	970.0
7	štev. zaposlenih	zap.	5784	6243	6590	7400
8	električna energija proizvodnja jekla	kWh ton	1.044	1.087	1.122	1.176
9	tek. in plin. goriva proizvodnja jekla	kWh ton	2.958	2.674	2.646	2.627
10	skupna energija proizvodnja jekla	kWh ton	4.086	3.761	3.768	3.803
11	kisik proizvodnja jekla	m ³ ton	15.57	15.16	15.00	14.90
12	para proizvodnja jekla	kg ton	307.21	284.76	286.50	290.19
13	električna energija skupna energija	%	27.60	28.91	29.78	30.93
14	električna energija štev. zaposlenih	kWh zap.	43.74	43.57	43.09	40.54
15	proizv. jekla štev. zaposlenih	ton zap.	38.79	40.08	38.41	34.46
16	tek. in plin. gor. štev. zaposlenih	MWh zap.	114.76	107.16	101.64	90.54

Iz tabele 7 je razvidno, da smo dosegli pri kisiku, tekočih in plinastih gorivih ter skupni energiji že skoraj 90 % stopnjo nasičenosti, elek-

trična energija in proizvodnja sta svojo stopnjo nasičenosti dosegli okoli 80 %, medtem ko je poraba pare in zaposlovanja dosegla stopnjo nasičenosti okoli 70 %. Lahko ugotovimo, da smo v železarni glede na obstoječe naprave in dosednji razvoj že zelo izkoristili vse možnosti našega razvoja.

Tabela 7: Doseganje stopnje nasičenosti za posamezne pokazatelje razvoja energetike v železarni Ravne

zap. št.	podatek	poraba leta 1980	meja nasičenja	% doseganja	let do meje nasičenja
1	električna energija	218	300	72.67	25
2	proizvodnja jekla	214421	255000	84.09	20
3	tek. in plin. goriva	598.0	670.0	89.25	10
4	kisik	3415	3800	89.87	10
5	para	52500	74000	70.95	10
6	skupna energija	806.0	970.0	83.01	10
7	število zaposlenih	5187	7400	70.09	25



Slika 11

Prikaz specifičnih pokazateljev na enoto zaposlenih

Fig. 11

Presentation of specific parameters per unit employee

Pospešena rast bo še okoli 10 let, nato pa bo železarna omejena z nadaljnim razvojem in bo prišla v stanje stagnacije, ker iz naprav ne bo možno več iztisniti, zaposlovanje novih delavcev pa ne bo več možno, kar je tudi realno glede na geografsko lokacijo železarne Ravne.

5. DOLGOROČNA OPTIMALNA PORABA ENERGIJE ZA ŽELEZARNO RAVNE

Dolgoročno optimalno porabo določimo iz analize porabe energije do l. 2000 in primerjalnih parametrov. Zaključki analize dosedanjega stanja in dolgoročne porabe energije so naslednji:

- energetske naprave so izkoriščene okoli 80 %,
- ugotoviti moramo optimalno specifično porabo energije na enoto proizvodnje,
- meja nasičenosti — ni nujno, da imamo najugodnejše specifične pokazatelje.

Naš nadaljni razvoj naj sledi osnovnemu pogoju, da proizvodnja jekla narašča po naravni zakonitosti logističnega zakona. Izhajamo iz logistične krivulje za proizvodnjo jekla, slika 8.

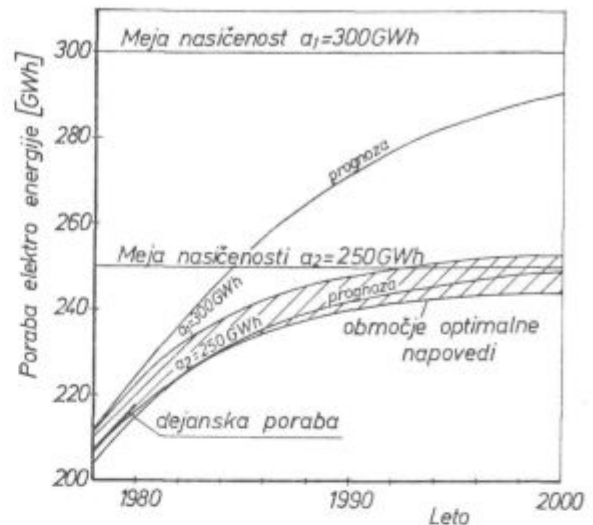
S slik 10 in 11 razberemo, da se nam specifična poraba časovno spreminja. Posebej nas zanima, kako planirati porabo električne energije in tekočih ter plinastih goriv pri pogoju, da bomo optimalno izkoristili dovedeno energijo. V železarni smo uvedli določene varčevalne ukrepe, vendar smo sedaj prišli v situacijo, da moramo začeti z večjimi investicijami za racionalno rabo dovedene energije.

V tabeli 8 prikazemo najugodnejše specifične pokazatelje, katere moramo v bodočnosti obdržati, da bomo optimalno izkoristili dovedeno energijo.

Dolgoročna poraba mora slediti definiranemu končnemu cilju. Za železarno Ravne je glavni cilj, da ne smemo dvigniti specifične porabe električne energije nad optimalno vrednost, ki bo dosežena leta 1984. Iz tega sledi, da moramo do leta 1984 pripraviti vse potrebno, da bomo dosegli zastavljeni cilj. Ukrepi energetskega varčevanja so med sabo vezani, zato tudi ostale optimalne specifične pokazatelje realiziramo do leta 1984. Na osnovi teh

Tabela 8: Najugodnejše specifične porabe energije za železarno Ravne

zap. št.	specifični pokazatelj	enota	vrednost	opomba
1	električna energija proizvodnja	KWh	0.995	300 GWh
		ton	0.962	250 GWh
2	elektro energija zaposlene	KWh	43.83	300 GWh
		zap.	41.86	250 GWh
3	tekoča in plin. goriva proizvodnja	GWh	2.677	670,0 GWh
		ton	2.362	602,2 GWh
4	tekoča in plin. goriva zaposlene	KWh	90.54	670,0 GWh
		zap.	81.38	602,2 GWh



Slika 12

Napoved porabe elektro energije pri optimalni specifični porabi

Fig. 12

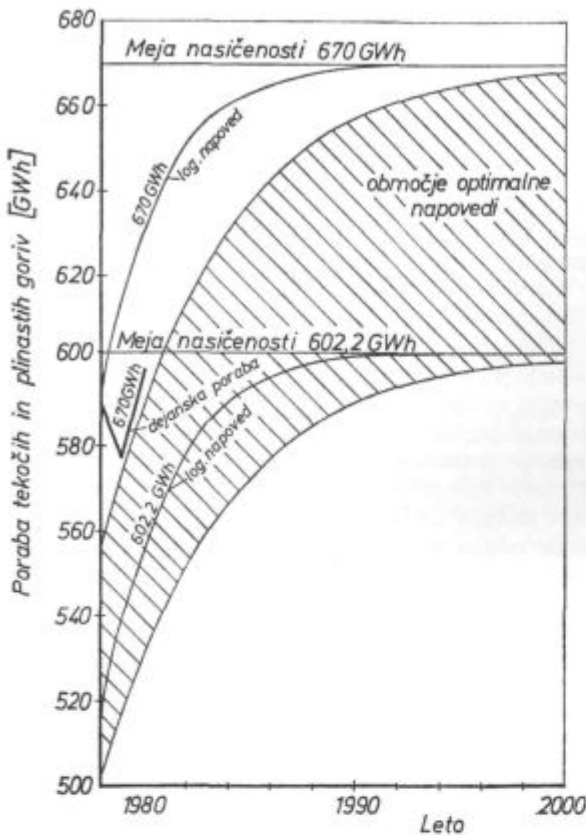
Forecast of the electric energy consumption at optimal specific consumption

predpostavk izračunamo korigirano napoved logistične porabe, kar je prikazano na sliki 12 za električno energijo in na sliki 13 za tekoča in plinasta goriva, kot najbolj pomembna podatka za energetsko napovedovanje v železarni Ravne.

Iz slike 12 je razvidno, da moramo za proizvodne procese realizirati varčevalne investicijske ukrepe do leta 1984, če želimo ustvariti zastavljeno politiko optimalnega napovedovanja porabe električne energije.

Na področju ogrevanja in splošne porabe energije v železarni je ta podatek vsebovan v porabi, na sliki 14 pa moramo za to srednjeročno obdobje obdržati porabo iz leta 1980, da bi glede na rast proizvodnje lahko nato sledili optimalni specifični porabi toplotne energije od leta 1984 dalje. Iz navedenega sledi, da moramo porabo toplotne energije zelo intenzivno zniževati do leta 1984, medtem ko bomo začeli zniževati logistično napovedano porabo električne energije šele po letu 1984, kar prikazemo na sliki 14 v obliki zahtevanih prihrankov energije glede na logistično napoved in optimalno porabo energije.

S slik 12, 13 in 14 lahko napovemo najugodnejši trend rasti energije za železarno Ravne pri pogoju naravne rasti proizvodnje. V napovedi se omejimo samo na porabo električne energije in tekočih ter plinastih goriv. Napoved upošteva naše dodatne napore v varčevanju energije, da nam bo uspelo porabo omejiti na zahtevano rast. Meja nasičenosti za električno energijo 250 GWh je tudi optimalna poraba električne energije glede na naravno rast proizvodnje železarne. Ta napoved je ugodnejša tudi zato, ker tu specifična poraba pada do leta 1984 in nato ponovno raste. Ker bo sedaj potrebno vlagati določena sredstva za realizacijo varčevalnih



Slika 13

Napoved porabe tekoče in plinske energije pri optimalni specifični porabi

Fig. 13

Forecast of the liquid- and gaseous-fuel energy at optimal specific consumption

programov, pomeni ta napoved časovno realnost realizacije varčevalnih ukrepov od leta 1984 dalje. Tudi dejanska poraba tesno sledi v letih 1978 do 1981 napovedi z mejo nasičenja 250 GWh. Realna napoved dolgoročne porabe električne energije je prikazana v šrafirnem območju na sliki 12, pri pogoju, da bomo dosegli optimalno izrabo dovedene električne energije glede na naravno rast proizvodnje.

Za realizacijo optimalne porabe tekočih in plinastih goriv je potrebno narediti več kot pri porabi električne energije, ki je že v optimalnem pasu. Dejanska poraba tekočih in plinskih goriv se nahaja izven optimalnega pasu dolgoročne napovedi, kar pomeni, da bo na tem področju potrebno storiti še več, da bomo realizirali varčevalne ukrepe. Za uresničitev te napovedi bomo morali obdržati porabo tekočih in plinastih goriv na nivoju iz leta 1980, poleg tega pa še prihraniti 4,5–6,5 % te energije.

Nalogo smo sposobni realizirati do leta 1984, da se z dejansko porabo utrdimo v optimalnem pasu dolgoročne napovedi porabe tekočih in plinastih goriv, tako pa bomo tudi uskladili varčevalne ukrepe z električno energijo. Od leta 1984

dalje bomo morali z dodatnimi ukrepi prihraniti energijo tekočih in plinastih goriv, kot je prikazano na sliki 14.

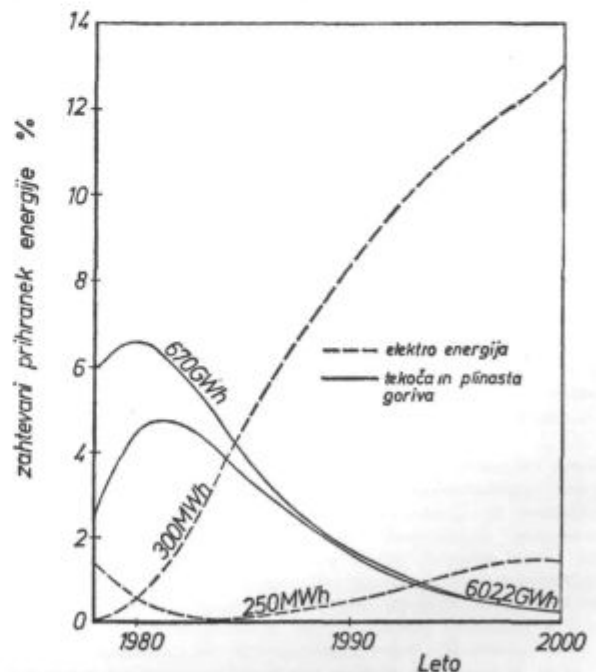
Ta prihranek časovno pada, kar je tudi razumljivo, saj je nemogoče privarčevati poljubno mnogo energije z nekim dolgoročnim programom varčevanja. V začetku lahko veliko privarčujemo, nato pa vedno manj.

6. ZAKLJUČEK

Vsako napovedovanje dogodkov za daljše obdobje je nevhvalno, saj smo vezani na motilne dejavnike, ki nam kvarijo realnost ocene napovedi. V železarni Ravne smo za dolgoročno napoved energetske porabe uporabili matematični model, ki je razvit iz logističnega zakona. Osnovna principa logističnega zakona, meja nasičenosti in maksimalna rast, sta zelo primerna karakteristična izhodiščna podatka, ki ju lahko apliciramo tudi za energetske porabo in njeno napoved.

V delu smo obdelali osnove matematičnega modela od logistične napovedi iz znane časovne vrste podatkov in njene uporabe za dolgoročno napoved energije v železarni Ravne.

Uporabljeni matematični model je zgrajen tako, da na osnovi znanih podatkov, oziroma časovne vrste najprej ugotovimo, ali se dogodek obnaša po logističnem zakonu. V primeru, da dogodek ne



Slika 14

Zahtevani prihranki energije glede na logistično napoved porabe, da se doseže optimalna poraba za ŽR od leta 1984 dalje po logističnem zakonu

Fig. 14

Demanded energy conservation according to the logistic forecast of consumption to obtain the optimal consumption in Ravne Steelworks from 1984 on

sledi logističnemu zakonu, moramo za take časovne vrste uporabiti kakšno drugo metodo dolgoročnega napredovanja.

Ko ugotovimo obnašanje časovne vrste po logističnem zakonu, dobimo tudi istočasno mejo nasičenosti za obravnavani pojav. Ostale koeficiente matematične formulacije logističnega zakona dobimo na osnovi metode najmanjših kvadratov. Uporabnost opisane metode logističnega napovedovanja na področju energetike smo testirali pri energetske porabi v železarni Ravne.

Za analizo smo po enaki metodi obdelali tudi podatke o proizvodnji in zaposlovanju, ki sta dva spremljajoča pokazatelja. Ugotovili smo, da se energetska poraba pri velikem porabniku obnaša po logističnem zakonu. Za posamezne energetske medije smo obdelali podatke po modelu in napovedali porabo do leta 2000.

Ker velja logistični zakon tudi za proizvodnjo in zaposlovanje, smo z izračunom specifičnih pokazateljev ugotovili optimalne vrednosti, ki bodo nastopile okoli leta 1984, in sicer za električno energijo kot najpomembnejši energetske vir.

Od tega leta dalje mora za železarno ostati specifična poraba energije optimalna. Iz te zahteve in predpostavke, da bo proizvodnja sledila logistični

napovedi, smo nato izračunali korigirano logistično krivuljo dolgoročne napovedi za električno energijo in tekoča ter plinasta goriva.

Določeni procesi sledijo logističnemu zakonu, med njimi je tudi energetika s svojimi zakonitostmi. Za velikega porabnika je ta ugotovitev osnova za realnejše napovedovanje dolgoročne porabe energije. Za železarno Ravne smo ugotovili mejo nasičenosti za posamezne energetske medije in največjo rast. Dobljene vrednosti se ujemajo z dejanskim dosedanjim razvojem in porabo, meje nasičenosti pa so tudi realne glede na možnosti nadaljnega razvoja. Na osnovi logistične napovedi porabe energije in proizvodnje železarne smo izračunali optimalno specifično porabo, ki je za nas najbolj pomemben podatek. Varčevalno politiko moramo usmeriti tako, da bomo v nadaljnjem razvoju zmogli obdržati najugodnejše razmerje med proizvodnjo in porabo energije.

Literatura

1. Dr. Indihar Stane:
O logistični krivulji, Naše gospodarstvo, Maribor (1973) št. 5, str. 314—320
2. Dr. Indihar Stane:
Prognostični modeli s S-krivuljami, Naše gospodarstvo, Maribor (1980) št. 4, str. 235—247
3. Letni energetske bilten Železarne Ravne (1965—1980)

ZUSAMMENFASSUNG

Der Energieverbrauch in der schwarzen Metallurgie folgt einem ziemlich schnellen Anfangstrend, erreicht seinen höchsten Aufstieg und wird nachher ruhiger. Der ruhiger werdende Teil der Kurve der Voransage künftiger Entwicklung nähert sich asymptotisch der Sättigungsgrenze, was praktisch das Ende der Entwicklung bedeutet.

Die beschriebene Zeitentwicklung irgendeines Ereignisses folgt dem logistischen Gesetz mit drei Ausgangspunkten und zwar das stetige Wachstum des Ereignisses, der grösste Aufstieg und die Sättigungsgrenze. Diesen Forderungen entsprechen mathematisch die S-Kurven die seinem Wesen nach gedämpfte Kurven des exponentiellen Wachstums sind.

Ein mathematisches Modell für die Voransage bestimmter Ereignisse auf Grund des logistischen Gesetzes ist ausgearbeitet worden. Nach dem Modell kann im ersten Teil festgestellt werden, ob die gegebene Zeitreihe dem logistischen Gesetz folgt, danach werden die Faktoren für

die Gleichung ausgerechnet und die weitere Entwicklung des Ereignisses wird ausgearbeitet. Im Falle, dass die Zeitreihe nicht den logistischen Gesetzen folgt ist für ein solches Ereignis eine andere Methode für die Voransage des zukünftigen Ereignisses anzuwenden.

Das entwickelte Modell für die langfristige Voransage ist am Energieverbrauch des Hüttenwerkes Ravne testiert worden um auf Grund bisheriger Entwicklung die zukünftige Entwicklung voranzusagen. Aus den Ergebnissen ist zu entnehmen, dass auch die Produktion und die Zahl der Beschäftigten den logistischen Gesetzen folgt. Auf Grund dieser Feststellung ist ein Szenarium zukünftiger Naturentwicklung der Energiewirtschaft im Hüttenwerk ausgearbeitet worden, unter der Bedingung, dass der spezifische Energieverbrauch in optimalen Grenzen bleibt. Aus dem dargestellten Szenarium können die verlangten Energieeinsparungen in den einzelnen Jahren festgestellt werden und auf diesem Grund die Politik der Energiesparmassnahmen kreiert werden.

SUMMARY

Energy in ferrous metallurgy has fast initial trend which reaches its maximum and becomes steady. The steady part of the curve which forecasts further development approaches asymptotically to the saturation limit which practically means the end of the development.

The described time development of a phenomenon follows the logistic law which has three starting points, i. e. the phenomenon constantly grows, it has its fastest growth and the saturation limit. S-curves mathematically correspond to these demands, and they are essentially damped curves of the exponential growth.

A mathematical model for forecasting certain phenomena based on the logistic law was developed. In the first part it states whether the given time series behaves according to the logistic law, then the parameters of the equation are calculated, and the further development of

the phenomenon is worked out. In the case that the time series does not behave according to the logistic law, another method for forecasting the future of the phenomenon must be applied.

The developed model of the long-term forecast was tested on the energy consumption in Ravne Steelworks, and basing on the development till now the further development was forecast. The obtained results show that not only energy consumption but also the output and the number of employees correspond to the logistic law. Thus the scheme of further natural development of energetics in the steelwork was prepared under the condition that the specific energy consumption remains in the optimal limits. The presented scheme can give demanded energy conservation in single years and thus the politics of energy conservation can be created.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В черной металлургии энергия имеет значительно быстрый начальный тренд, достигает свое максимальное развитие и после этого усмеряется. Усмерительная работа кривой о извещении будущего развития асимптотически приближается границы насыщения, что практически указывает на окончание развития.

Описанное временное развитие каких либо явлений разработано по логистическому закону, который имеет три исходные положения: явление непрерывно развивается, имеет свое максимальное развитие и, наконец, доходит к пределу насыщения. Этим требованиям математически отвечают S-кривые, которые в действительности представляют собой демпфированные кривые показательного развития определенного явления.

Авторы статьи разработали математический модель применим для предсказания определенных явлений на основании логистического закона. В первую очередь модель определяет-прдерживается ли приведенный вид явления логистического закона. После

этого исчисляются факторы уравнения и изготавливается последующее развитие явления. В случае, если временный вид не в согласии с логистическими закономерностями, то для такого явления надо подыскать какой нибудь другой метод, подходящий для показания явления в будущем.

Разработанный модель для долгосрочного извещения применен на примере расхода энергии в Металлургическом заводе Железарна Равне. Оказалось желание изложить, на основании существующего, будущее развитие. Полученные результаты также показали, что логистическому закону следуют также производство и число работающих. На основании этой констатации изготовлен план будущего естественного развития энергетики под условием, что специфический расход энергии останется в оптимальных пределах. Из приведенного плана (сценария) можно определить требуемые сбережения энергии в отдельных годах и, на этом основании создать политику сбережения энергии.



MERKUR KRANJ

TOZD UNIVERZAL

PRODAJA NA DEBELO, n. sub. o.
JESENICE, SP. PLAVŽ 3

IZ ŠIROKEGA PRODAJNEGA PROGRAMA VAM NUDIMO
PROIZVODE ČRNE METALURGIJE:

- šivne in brezšivne cevi
- žarjeno, pocinkano in ostalo žico
- svetlo vlečena, kovana in valjana jekla
- tanko in debelo pločevino
- HVT in TVT trakove
- UNP in INP nosilce
- hladno oblikovane profile
- avtogeno rezane lamele
- varilno dodajne materiale

OBIŠČITE NAŠE PRODAJNE ODDELKE IN SODOBNO UREJENA
SKLADIŠČA V NAKLEM IN NA JESENICAH

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: 669.15-194.56:669.187.2
ASM/SLA: SS, Rih, WI8s

Metalurgija — nerjavna jekla — klasična tehnologija — selektivna oksidacija ogljika — elektro obločna peč

N. Smajič

Termodinamične osnove proizvodnje nerjavnega jekla — I. del
Klasična tehnologija

Železarski zbornik 17 (1983) 1 s 1—7

Analizirani so vplivi temperature in vsebnosti niklja in kroma na selektivno oksidacijo ogljika tj. na potek izoterm C-O. Ob koncu selektivne oksidacije ogljika nastopa ravnotežja C-O nastopa ravnotežje C-Cr-O in se začne istočasna oksidacija kroma in ogljika. Povečanje temperature in vsebnosti Ni v talini podaljša selektivno oksidacijo ogljika tj. premakne izotermne ravnotežja C-Cr-O proti nižjim vsebnostim ogljika.

Izdelan je računalniški program, ki omogoča optimalno vodenje oksidacije in bistveno izboljšanje klasične tehnologije z aplikacijo termodinamičnih zakonitosti namesto dosedanjega empiričnega načina dela.

Avtorski izvleček

UDK: 669.14.018.5
ASM/SLA: ST-1

Metalurgija — proizvodnja jekla — električna obločna peč — dinamo jekla

B. Koroušič, O. Kürner, J. Arh

Prispevek k optimizaciji proizvodnje dinamo jekel

Železarski zbornik 17 (1983) 1 s 9—15

Proizvodnja dinamo jekel v električnih obločnih pečeh sloni na empiričnih izkušnjah, ki z razvojem novih postopkov in ob vedno novih teoretičnih spoznanjih zahtevajo določene spremembe. V članku so opisani nekateri teoretični izračuni o termodinamiki in kinetiki reakcij, ki potekajo v pečih in ponovci. Posebej je podčrtana vloga obdelave taline z argonom v ponovci za kar so podani tehnološki parametri in opisana kinetika izločanja oksidnih nekovinskih vključkov.

Avtorski izvleček

UDK: 621.77:620.187:669.1.017
ASM/SLA: Ay-n, F23, 3—71

Metalurgija — valjanje — mikrostruktura

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj

Mikrostruktura in lastnosti nekaterih jekel v odvisnosti od temperature valjanja

Železarski zbornik 17 (1983) 1 s 17—32

Pet različnih konstrukcijskih jekel, med njimi eno nepomirjeno, je bilo izvaljano v temperaturnem intervalu med 1200 °C in 790 °C in ohlajeno na zraku. Izvršene so bile mikrostrukturne in mehanske preiskave ter določena količina AlN in NbC, ki so nastali med valjanjem. Sestava jekla in rekristalizacija austenita med vtiki pomembno vplivata na procese pri katerih nastaja mikrostruktura. Poleg niobija tudi mangan in ogljik dvigata temperaturo, ko se med vtiki ne izvrši popolna rekristalizacija austenita. Tvorba disperzoidov je močnejša v jeklu mikrolegiranem z niobijem, kot v drugih jeklih.

Avtorski izvleček

UDK: 620.176.245:620.174.21:620.178.152.512
ASM/SLA: Q, Q27, Q7h, Q21

Mehanske preiskave — natezni preizkus — torzijski preizkus — utrjevanje — hitrost deformacije — deformacija

M. Zažokar

Matematično simuliranje nateznega preizkusa z upoštevanjem deformacijske hitrosti in odvisnosti utrjevanja od stopnje deformacije
Železarski zbornik 17 (1983) 1 s 33—41

Opisano je enodimenzionalno simuliranje nateznega preizkusa okrogle palice dveh različnih kvalitet jekla. Pri simuliranju je upoštevana tudi hitrost deformacije in pa koeficient utrjevanja n , ki pa ni konstanten, temveč je funkcija deformacije. To odvisnost smo dobili iz torzijskega preizkusa.

Izmerjene krivulje — vlečna sila v odvisnosti od časa, ko preizkušane vlečemo z konstantno hitrostjo v , se zelo dobro ujemajo z izračunanimi do točke, kjer nastopi močno lokalno oženje. Pri računu je bila uporabljena Hamming-ova modifikacija klasične Milne-ove metode prediktor — korektor.

Sklepamo, da bi lahko odvisnost koeficienta utrjevanja n od deformacije, ki je dobljena s pomočjo polinomne regresije, uporabili tudi pri ostalih preoblikovalnih postopkih, kjer se različni deli materiala različno deformirajo. Prav tako se je pri simulaciji pokazala potreba po natančnejši metodi za izmerjenje ali izračunanje indeksa deformacijske hitrosti m . Mi smo ga določili z upoštevanjem podatkov iz literature in pa z preizkušanjem različnih vrednosti.

Avtorski izvleček

UDK: 620.98
ASM/SLA: W11g

Metalurgija — splošna energetika — napoved porabe

J. Bratina, G. Kacil, D. Vodeb

Uporaba logističnih krivulj za dolgoročno planiranje energije v črni metalurgiji

Železarski zbornik 17 (1983) 1 s 43—53

Prikazan je model dolgoročnega napovedovanja po logističnem zakonu, ki je v bistvu dušena rast naravnih pojavov.

Model ima testni del, ko se na osnovi časovne vrste ugotovi obnašanje pojava po logističnem zakonu. Matematično logistični zakon obravnavajo S-krivulje. Uporaba modela je prikazana na določenih časovnih vrstah v Železarni Ravne.

Izdelana je napoved do leta 2000 in na osnovi obnašanja pojavov po logističnem zakonu prikazan dolgoročni scenarij za optimalno rast in razvoj energije v železarni.

Avtorski izvleček

INHALT

UDK: 669.14.018.5
ASM/SLA: ST-f

Metallurgie — Stahlerzeugung — Lichtbogenofen — Dynamo Stahl

B. Koroušić, O. Kürner, J. Arh

Beitrag zur Optimierung der Erzeugung von Dynamo Stahl

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 S 9—15

Die Erzeugung von Dynamostahl in Lichtbogenöfen beruht auf empirischen Erfahrungen welche mit der Entwicklung neuer Verfahren und neben den vielen theoretischen Erkenntnissen bestimmte Änderungen fordert. Im Beitrag werden einige theoretischen Ausrechnungen über die Thermodynamik und Kinetik der Reaktionen die im Ofend und in der Pfanne verlaufen, beschrieben. Die Rolle der Spüllung der Schmelze mit Argon in der Pfanne wird besonders betont wozu die technologischen Parameter angegeben werden und die Ausscheidungskinetik der oxydischen nichtmetallischen Einschlüsse wird beschrieben.

Auszug des Autors

UDK: 669.15-194.56:669.187.2
ASM/SLA: SS, Rih, W18s

Metallurgie — nichtrostende Stähle — klassische Technologie — Selektive Oxidation von Kohlenstoff — Lichtbogenofen

N. Smajić

Thermodynamische Grundlagen der Erzeugung von nichtrostenden Stählen — I. Teil Klassische Technologie

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 S 1—7

Die Einflüsse der Temperatur des Inhaltes von Nickel und Chrom auf die selektive Oxydation von Kohlenstoff auf den Verlauf der C-O Isothermen werden analysiert. Am Ende der selektiven Oxydation von Kohlenstoff tritt statt dem Gleichgewicht C-O das Gleichgewicht C-Cr-O auf, die gleichzeitige Oxydation von Chrom und Kohlenstoff fängt an. Die Erhöhung der Temperatur und des Nickelgehaltes der Schmelze verlängert die selektive Oxydation von Kohlenstoff dass heisst die Isothermen des Gleichgewichtes C-Cr-O werden zu niedrigen Temperaturen verschoben.

Ein Programm für den Rechner ist ausgearbeitet worden, welcher eine optimale Führung der Oxydation und eine wesentliche Verbesserung der klassischen Technologie durch die Applikation der thermodynamischen Gesetze statt der bisherigen empirischen Arbeitsart möglich macht.

Auszug des Autors

UDK: 620.176.245:620.174.21:620.178.152.512
ASM/SLA: Q, Q27, Q7h, Q21

Mechanische Untersuchungen — Zugversuch — Torsionsversuch — Verfestigung — Verformungsgeschwindigkeit — Verformung

M. Zalokar

Mathematische Simulierung des Zugversuches mit der Berücksichtigung der Verformungsgeschwindigkeit und der Abhängigkeit der Verfestigung von dem Verformungsgrad

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 S 33—41

Die eindimensionelle Simulierung des Zugversuches eines runden Stabes zwei verschiedener Stahlsorten wird beschrieben. Bei der Simulierung wird auch die Verformungsgeschwindigkeit und der Verfestigungskoeffizient-n berücksichtigt. Dieser ist nicht konstant sondern eine Funktion der Verformung. Diese Abhängigkeit ist das Ergebnis des Torsionsversuches. Die gemessenen Kurven — Ziehkraft in Abhängigkeit von der Zeit, wo der Probestab mit einer Geschwindigkeit-v gezogen wird, stehen im guten Zusammenhang mit der errechneten Werten bis zu dem Punkt, wo eine starke lokale Einschnürung auftritt. Bei der Berechnung ist die Hamningsche Modifikation der klassischen Methode nach Milne Prediktor — Korrektor angewendet worden.

Wir nehmen an, dass die Abhängigkeit des Verfestigungskoeffizienten-n von der Verformung, erhalten mittels der polinomen Regresie auch bei anderen Verformungsverfahren, wo sich verschiedene Teile des Verformungsstückes verschieden verformen, angewendet werden kann. Bei der Simulierung hat sich auch die Bedürftigkeit nach einer genaueren Methode für die Ausmessung und Ausrechnung des Verformungsgeschwindigkeitsindex-m gezeigt. Dieser ist mit der Berücksichtigung der Daten aus der Fachzeitschrift und durch die Prüfung verschiedener Werte bestimmt worden. Auszug des Autors

UDK: 621.77:620.187:669.1.017
ASM/SLA: Ay-n, F23, 3—71

Metallurgie — Walzen — Mikrogefüge

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Zvokelj

Mikrogefüge und die Eigenschaften einiger Konstruktionstäle in Abhängigkeit von der Walztemperatur

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 S 17—32

Fünf verschiedene Konstruktionsstahlsorten unter denen ein unberuhigter sind im Temperaturintervall zwischen 1200 °C und 790 °C ausgewalzt und an der Luft abgekühlt worden. Die untersuchungen des Mikrogefüges und die mechanischen Untersuchungen sind durchgeführt worden, und die Menge von AlN und NbC, welche während den Walzvorgang entstanden sind, sind bestimmt worden. Die Stahlzusammensetzung und die Rekrystallisation von Austenit zwischen den Stichen haben einen bedeutenden Einfluss auf die Prozesse der Bildung von Mikrogefüge. Niobium, Mangan und Kohlenstoff erhöhen die Temperatur, bei welcher zwischen den Stichen Austenit nicht vollkommen rekrystallisiert. Die Bildung von Dispersoiden ist stärker im mit Nb nikrolegierten Stahl als in anderen Stählen.

Auszug des Autors

UDK: 620.98
ASM/SLA: W11g

Metallurgie — Energiewirtschaft — Verbrauchsanage

J. Bratina, G. Kacl, D. Vodeb

Anwendung der logistischen Kurven für die langfristige Planung des Energieverbrauches in der schwarzen Metallurgie

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 S 43—53

Ein Modell der langfristigen Voransage nach dem logistischen Gesetz der im Grunde ein gedämpfter Wuchs der Naturerscheinungen ist wird gezeigt.

Das Modell besteht aus einem Testteil wo auf Grund der Zeitreihe das Gedeihen des Phänomens nach dem logistischen Gesetz festgestellt wird. Das mathematische logistische Gesetz wird durch die S-Kurven dargestellt. Die Anwendung des Modelles wird gezeigt an bestimmten Zeitreihen im Hüttenwerk Ravne.

Eine Voransage bis zum Jahre 2000 ist ausgearbeitet worden. Auf Grund des Gedeihens der Phänomene nach dem logistischen Gesetz wird das langfristige Szenarium für ein optimales Wachstum und Entwicklung der Energiewirtschaft im Hüttenwerk gezeigt.

Auszug des Autors

CONTENTS

UDK: 669.15-194.56:669.187.2
ASM/SLA: SS, R1h, W18s

Metallurgy — Stainless Steel — Standard Technology — Selective Carbon Oxidation — Electric Arc Furnace

N. Smajić

Thermodynamic Principles of Manufacturing Stainless Steel — Part I: Standard Technology

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 P 1—7

Influences of temperature, and of nickel and chromium contents on the selective oxidation of carbon are analysed, i.e. on the course of C-O isotherms. At the end of the selective oxidation of carbon the C-O equilibrium is substituted by the C-Cr-O equilibrium, and simultaneous oxidation of chromium and carbon takes place. Increasing the temperature and the nickel content in the melt prolongs the selective oxidation of carbon, i.e. it shifts the isotherms of the C-Cr-O equilibrium to lower carbon contents.

Computer programme was prepared which enables the optimal control of the oxidation and means essential improvement of standard technology by applying thermodynamic rules instead of present empirical way of work.

Author's Abstract

UDK: 669.14.018.5
ASM/SLA: ST-f

Metallurgy — Steelmaking — Electric Arc Furnace — Electric Steel

B. Koroušić, O. Kürner, J. Arh

Contribution to Optimising the Electric Steel Manufacturing

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 P 9—15

Manufacturing of electric steel in electric arc furnace is based on empirism but development of new processes and new theoretical knowledge demand some changes. The paper describes some theoretical calculations on the thermodynamics and kinetics of reactions which take place in the furnace and in the ladle. Especially emphasized is the influence of the melt treatment with argon in ladle. Technological parameters of the process are given, and kinetics of the precipitation of the oxide non-metallic inclusions is described.

Author's Abstract

UDK: 621.77:620.187:669.1.017
ASM/SLA: Ay-n, F23, 3—71

Metallurgy — Rolling — Microstructure

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Zvokelj

Microstructure and Properties of Some Structural Steel Depending on Rolling Temperature

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 P 17—32

Five various structural steels, one not killed, were rolled in the temperature interval 1200 to 790 °C and cooled in air. Microstructural and mechanical testing was made, and amount of AlN and NbC formed in rolling was determined. Steel composition and the recrystallisation of austenite during passes essentially influence the processes at which microstructure is formed. Beside the niobium also manganese and carbon increase the temperature at which austenite does not completely recrystallises during the passes. Formation of dispersoids is more intensive in steel microalloyed with niobium than in other steels.

Author's Abstract

UDK: 620.176.245:620.174.21:620.178.152.512
ASM/SLA: Q, Q27, Q7h, Q21

Mechanical Testing — Tensile Test — Torsion Test — Hardening — Strain Rate — Deformation

M. Zalokar

Mathematical Model for Tensile Test Considering Strain Rate and Strain-Hardening Power as the Function of Deformation

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 P 33—41

One-dimensional simulation of the tensile test for a cylindrical bar made of two different steel qualities is described. In the proposed model the strain rate and the strain-hardening coefficient n being a function of deformation are taken in account. The relation between the coefficient n and the deformation was obtained by the torsional test.

The measured values of the drawing force as a function of time when the specimen is drawn with a constant velocity v show good agreement with the calculated values till the commencement of final necking. In the calculation the Hamming modification of the standard Milne trial and error method was applied.

According to our opinion the relationship between the coefficient n and the deformation obtained by the polynomial regression can be applied also for the other working processes where various sections of material are subjected to different deformations. The simulation also showed the necessity to develop more accurate method for measuring or evaluating the index of strain rate m . In our case it was determined by reference data and by testing various values.

Author's Abstract

UDK: 620.98
ASM/SLA: W11g

Metallurgy — General Energetics — Consumption Forecast

J. Bratina, G. Kacil, D. Vodeb

Application of Logistic Curves for Long-Term Energy Planning in Ferrous Metallurgy

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 P 43—53

Model of long-term forecasting according to the logistic law is presented, and it is essentially the damped growth of natural phenomena.

Model is tested when the behaviour of a phenomenon according to the logistic law is determined by the time series. Mathematically the logistic law is presented by S-curves. The application of the model was presented by certain time series in Ravne Steelworks.

Forecast till year 2000 was made based on the behaviour of phenomena according to the logistic law and the long-term scheme for optimal growth and energy development in the steelworks was presented.

Author's Abstract

СОДЕРЖАНИЕ

UDK: 669.14.018.5

ASM/SLA: ST-F

Металлургия — производство стали — дуговая электродная — динамные стали.

В. Koroušić, O. Kürner, J. Arh

К вопросу об оптимизации производства динамных сталей.

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 С 9—15

Производство динамных сталей в электрических дуговых печах опирается на эмпирические опыты, которые с развитием новых способов, и всегда с этим связанных новых теоретических познаний, требуют определенных изменений. В статье описаны некоторые теоретические расчеты, что касается термодинамики и кинетики реакций, которые происходят в печи и ковше. В особенности взято во внимание обработка расплава с аргоном в ковше. Для этого приведены технологические параметры и описана кинетика выделения окислительных неметаллических включений.

Автореф.

UDK: 669.15-194.56:669.187.2

ASM/SLA: SS, Rih, W18s

Металлургия — нержавеющие стали — классическая технология — селективное окисление кислорода — дуговая электродная.

N. Smajić

Термодинамические основы производства нержавеющей стали, I часть. Классическая технология.

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 С 1—9

Исследовано влияние температуры и содержания Ni и Cr на селективное окисление углерода т. е. на протекание изотерм C-O. К концу селективного окисления углерода вместо равновесия C-O создается равновесие C-Cr-O и происходит одновременно окисление хрома и углерода. С повышением температуры и содержания Ni в расплаве продолжительность селективного окисления углерода увеличивается, т. е. изотерма равновесия C-Cr-O передвинется к более низкому содержанию углерода. Разработана программа для вычислительной машины, которая дает возможность вести оптимальное управление окисления. Эта программа существенно улучшает классическую технологию с применением термодинамических закономерностей при сравнении с до сих пор существующего эмпирического способа работы.

Автореф.

UDK: 620.176.245:620.174.21:620.178.152.512

ASM/SLA: Q, Q27, Q7b, Q21

Механические исследования — испытание растяжением — испытание на кручение — упрочнение — быстрая деформация — деформация.

M. Zalokar

Математическое моделирование испытания растяжения с учетом скорости деформации и зависимости упрочнения от степени деформации.

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 С 33—41

Дано описание одномерного моделирования испытания растяжения круглого прутка двух различных видов стали. При моделировании взято во внимание также быстрота деформации и коэффициент упрочнения n , который не представляет постоянную величину, а функцию деформации. Эту зависимость мы получили на основании испытания на прочность при кручении. Измеренные кривые — тяговое усилие в зависимости от времени, когда образец растягиваем с постоянной быстротой v вполне соответствует с вычислительным значением до точки, при которой наступит сильное локальное сужение. При вычислении применена модификация по Hatting — у классического метода по Milne: предсказание — коррекция.

Приводим заключение: что могла бы быть возможность зависимости коэффициента упрочнения, полученная при помощи полного регрессии применить также при остальных способах деформации, когда деформация отдельных частей материала происходит различно. При моделировании показалась также необходимость по более точному методу измерения или для вычисления индекса скорости деформации n .

В нашей работе величину n мы определяли из данных в соответствующей литературе, также испытанием различных величин (значений).

Автореф.

UDK: 621.77:620.187:669.1.017

ASM/SLA: Ay-n, F23, 3—71

Микроструктура стали — влияние температуры на прокатку.

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, J. Žvokelj

Микроструктура и свойства некоторых сталей в зависимости от температуры прокатки.

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 С 17—32

В температурном диапазоне между 1200 °C и 790 °C была выполнена прокатка 5-ти конструкционных сталей различного состава, между ними одна кипящая сталь; охлаждение выполнялось на воздухе. Исследована микроструктура и проведены механические исследования. Определены количества AlN и NbC, которые образовались во время прокатки. Состав сталей и рекристаллизация аустенита между задачами значительно влияют на процессы, при которых происходит образование микроструктуры. Кроме этого на повышение температуры, когда между подачами не произойдет полная рекристаллизация аустенита, влияют также марганец и углерод. Образование дисперсионных элементов существенно сильнее в стали, микролегированное с ниобием в отношении на остальные стали.

Автореф.

UDK: 620.98

ASM/SLA: W11g

Металлургия — общая энергетика — указание на расход.

J. Bratina, G. Kacl, D. Vodeb

Применение логистических кривых для долгосрочного планирования энергии в черной металлургии.

Zelezarski zbornik 17 (1983) 1 С 43—53

Приведен модель долгосрочного указания по логистическому закону, который в сущности представляет собой демпферное развитие естественных явлений.

Модель содержит тестовую часть, которая на основании временного ряда явления определит поведение явления в согласии с логистическим законом. Математически логистический закон развязывают S-кривые. Практическое применение модели выполнили в Металлургическом заводе Железарна Равне. На основании его изготовлен прогноз до 2000 года. Взяв во внимание поведения явлений по логистическому закону, приведен долгосрочный план (сценарий) на оптимальное развитие энергии в заводе Железарна Равне.

Автореф.

