

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA

	Stran
Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana RAZISKAVA TVORBE AIN V JEKLU IN NJE- GOVEGA VPLIVA NA DEFORMACIJSKO SPO- SOBNOST MALOOGIJCNIH JEKEL V VRO- ČEM	121
Kuzman Karel — Kovaška industrija Zreče A. Razinger — Železarna Jesenice POSEBNOSTI DOMAČIH JEKEL ZA HLADNO MASIVNO PREOBLIKOVANJE	135
Razinger Anton — Železarna Jesenice J. Arh — Železarna Jesenice RAZVOJ AVTOMATNIH JEKEL V ŽELEZAR- NI JESENICE	145
Stocca Bogdan, Mesec Janez — Že- lezarna Jesenice NERJAVNO JEKLO ZA TURBINSKE LOPATI- CE S 13% Cr	153
TEHNIČNE NOVICE	
Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana 1000 UR DELA NA ELEKTRONSKEM MIKRO- ANALIZATORJU NA METALURSKEM INŠTI- TUTU LJUBLJANA	159
Rodič Jože, J. Pšeničnik — Železarna Ravne RAZVOJ TEHNOLOGIJE IN NOVIH VRST JE- KEL NA PODROČJU HLADNEGA VTISKOVA- NJA	161
Arh Jože — Železarna Jesenice PRVA MEDNARODNA KONFERENCA O ME- TALURGIJI VPIHAVANJA PRAŠNATIH MA- TERIALOV V GRODELJ IN JEKLO POD IME- NOM »SCANINJECT« 9. IN 10. JUNIJA 1977 V MESTU LULEA NA ŠVEDSKEM	165

LETO 11 ŠT. 3-1977

ŽEZB BQ 11 (3) 121 — 168 (1977)

ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 11

LJUBLJANA

SEPTEMBER 1977

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
Stran	Seite	Page	
Vodopivec Franc	Vodopivec Franc	Vodopivec Franc	Vodopivec Franc
Raziskava tvorbe AIN v jeklu in njegovega vpliva na deformacijsko sposobnost maloogljernih jekel v vročem 121	Untersuchungen über die Bildung von AIN im Stahl und dessen Einfluss auf die Warmverformungsfähigkeit der Kohlenstoffarmen Stähle. 121	Investigation of AIN formation in steel and his influence on the deformability of low carbon steels 121	Исследования образования АИМ в стали и его влияния на способность деформирования малоуглеродистой стали в горячем состоянии. 121
UDK: 669.14.018.2:669-157-8 ASM/SLA: Ayn, N7b, Q23q	UDK: 669.14.018.2:669-157-8 ASM/SLA: Ayn, N7b, Q23q	UDK: 669.14.018.2:669-157-8 ASM/SLA: Ayn, N7b, Q23q	UDK: 669.14.018.2:669-157-8 ASM/SLA: Ayn, N7b, Q23q
Kuzman Karel, Razinger Anton	Kuzman Karel, Razinger Anton	Kuzman Karel, Razinger Anton	Kuzman Karel, Razinger Anton
Posebnosti domačih jekel za hladno masivno preoblikovanje 135	Besonderheiten der einheimischen Stähle für die Kaltmassivumformung 135	Special characteristics of domestic steel for mass cold forming 135	Особенности домашних сталей для холодной массивной деформации 135
UDK: 669.14.081.265 ASM/SLA: CNg, CNm	UDK: 669.14.081.265 ASM/SLA: CNg, CNm	UDK: 669.14.081.265 ASM/SLA: CNg, CNm	UDK: 669.14.018.265 ASM/SLA: CNg, CNm
Razinger Anton, Arh Joža	Razinger Anton, Arh Joža	Razinger Anton, Arh Joža	Razinger Anton, Arh Joža
Razvoj avtomatnih jekel v Železarni Jesenice 145	Entwicklung der Automatenstähle im Hüttenwerk Jesenice 145	The development of free cutting steels in Iron Work Jesenice 145	Автоматные стали 145
UDK: 669.14.018.23 ASM/SLA: SGA-k	UDK: 669.14.018.23 ASM/SLA: SGA-k	UDK: 669.14.018.23 ASM/SLA: SGA-k	UDK: 669.14.018.23 ASM/SLA: SGA-k
Stocca Bogdan, Mesec Janez	Stocca Bogdan, Mesec Janez	Stocca Bogdan, Mesec Janez	Stocca Bogdan, Mesec Janez
Nerjavno jeklo za turbinske lopatice 153	Nichtrostender Stahl für Turbinenschaufeln mit 13 % Cr 153	Stainless steel with 13 % Cr for turbine blades 153	Нержавеющая сталь для лопаток турбин с 13 % Cr 153
UDK: 669.14.018.8 ASM/SLA: SS-d	UDK: 669.14.018.8 ASM/SLA: SS-d	UDK: 669.14.018.8 ASM/SLA: SS-d	UDK: 669.14.018.8 ASM/SLA: SS-d
Tehnične novice 159	Technische Nachrichten 159	Technical News 159	Технические новости 159

**For Avtomation and Process
Technology from conceptual
design to turn key system**

Control systems for material,
materials management

Analyses laboratories

Electric arc furnaces

Basic oxygen furnaces

(BOF) SIP Converter,
AOD Converter

Energy dispatch and control

Pollution monitoring

Heat treating optimization

Tailor-made software and systems
for your specific requirements

**Za avtomacijo in procesno
tehnologijo od idejnih zasnov
do sistemov na ključ**

Kontrolni sistemi za
materialno gospodarstvo

Analitski laboratorij

Elektro obločne peči

Bazične kisikove peči

LD — konverter in kisikovi
žilavilni postopki s pihanjem
od spodaj

AOD — konverter

Kontinuirno litje

Sistemi razdelitve in kontrole
porabe energije

Krmiljenje čistilnih naprav

Optimizacija toplotne obdelave

Software in sistemi prilagojeni
vašim posebnim zahtevam

PROCESS CORPORATION

P. O. Box 11528

PITTSBURGH, PA 15238

For more detailed information please
contact the European representative:

Za podrobnejše informacije se, prosimo,
povežite z zastopstvom za Evropo:

USA

INTECO — Internationale

Technische Beratung Ges. m. b. H.

Bahnhofstrasse 9

8600 Bruck/Mur, Austria

Telephone: (038 62) 53 1 10

Telex: 36 720



ELIM

ELEKTROINDUSTRIJSKA MONTAŽA JESENICE

Izvajamo:

- elektromontažna dela na visokonapetostnih in nizkonapetostnih napravah ter elektroinstalacije v gradbeništvu
- montažna dela ogrevalnih naprav
- proizvodnja opremljenih in neopremljenih kovinskih omar razdelilno stikalne tehnike ter izdelava žerjavnih kabin in lažjih konstrukcij

Se priporočamo!



biro za urbanizem in stanovanjsko
poslovanje jesenice n. sol. o.

jesenice c. maršala tita 18

žiro račun s.d. k. jesenice

51530-601-11758

Biro za urbanizem in stanovanjsko poslovanje Jesenice, n. sol. o., Titova 18, izvaja zaključna vodoinstala-
terska in kleparska dela v gradbeništvu, kvalitetno in po ugodni ceni. Vsem interesentom se priporočamo.

**TEHNIČNI
BIRO
JESENICE**



**projektiranje
in
konstruiranje
strojno
metalurških
naprav**

Raziskava tvorbe AlN v jeklu in njegovega vpliva na deformacijsko sposobnost maloogljičnih jekel v vročem

UDK: 669.14.018.2
669-157.8

ASM/SLA: Ay-n, N7b, Q23q

Franc Vodopivec

Deformacija pospešuje tvorbo AlN iz prenasičenega avstenita. Prisotnost izločkov AlN v jeklu v začetku deformacije zmanjšuje deformacijsko sposobnost in povečuje deformacijsko odpornost tem bolj, čim manjši so izločki. Aktivacijska energija za deformacijo ni odvisna od tega, ali je pred deformacijo AlN v izločkih ali pa v trdni raztopini v avstenitu.

1. UVODNI DEL

Aluminij je standarden dodatek za dezoksidacijo in afinacijo jekel. Mnogo je razprav, v katerih se obravnava mehanizem in kinetika dezoksidacije staljenega jekla z Al, mnogo je tudi razprav o tem, kako Al, ali točneje povedano AlN, afinira avstenitna in feritna zrna v maloogljičnih jeklih, ni pa bil dosedaj objavljen noben celovit opis obnašanja aluminijevega nitrida (AlN) med predelavo jekla pri padajoči temperaturi. V tem nekoliko bolj obširnem članku bomo rezumirali večletno delo na tem področju in poizkusili fizikalno metalurško utemeljeno razložiti to ponašanje na osnovi lastnih raziskav in literaturnih podatkov. Velja, da nekateri literaturni viri niso popolnoma utemeljeni s fizikalno-metalurškega stališča, kljub temu pa so še vedno osnova za udomačeno interpretacijo vpliva AlN na nekatere pojave pri predelavi jekla.

Ni naš namen, da bi razpravljali o mehanizmu zavornega učinka AlN na migracijo kristalnih zrn avstenita, torej na njegov afinacijski učinek. O tem obstajajo številni viri, katere smo analizirali v dveh že objavljenih razpravah (1, 2).

Vse raziskave smo opravili na maloogljičnih jeklih, ki so bila izdelana in predelana v pločevino, debelo 15 mm, v železarni Jesenice.

Sestava jekel je prikazana v tabeli 1.

Tabela 1: Sestava jekel (%)

Oznaka	C	Mn	Si	Al	N		
A	0,08	0,25	0,36	0,073	0,0102		
B	0,19	1,46	0,46	0,047	0,014	0,045 Nb	0,055 V
C	0,22	1,30	0,35	0,055	0,0105		
D	0,21	0,29	1,20	0,032	0,105		
E	0,11	0,49	0,23	0,029	0,063		
F	0,09	0,36	0,20	0,051	0,073		

Raziskave je omogočila večletna podpora RSS in železarne Jesenice, zasluga za določitev AlN gre Osojnik Andreji, ki je na metalurškem inštitutu v Ljubljani metodiko analize AlN v jeklu razvila do stopnje rutinske uporabe.

2. TOPNOST AlN V AVSTENITU IN NJEVOVA TVORBA PRI OHLAJANJU IN OGREVANJU JEKLA

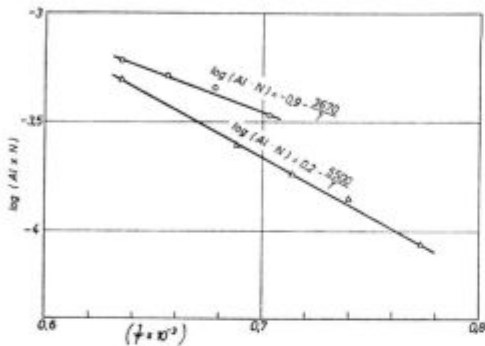
Darken s sodelavci (3) je definiral analitsko odvisnost med količino Al in N, ki sta raztopljena v avstenitu, in temperaturo v obliki topnostnega produkta $\log (Al \times N) = K_1 + K_2/T$. V izrazu so: K_1 in K_2 konstanti ter T absolutna temperatura. Ta izraz je bil mnogokrat potrjen, vendar so precejšnje razlike v vrednosti posameznih koeficientov, katere so objavili različni avtorji. Zelo obširen pregled teh podatkov najdemo v ref. 4, pregled v nekoliko manjšem obsegu najdemo tudi v ref. 5.

Vrednost topnostnega produkta je odvisna od sestave jekel, ni pa zanemarljiva tudi razlika, ki je lahko posledica metodike določanja AlN. Izločki AlN so v jeklih veliki približno med 50 in 10 000 Å.

Dr. Franc Vodopivec dipl.inž. je samostojni raziskovalec na Metalurškem inštitutu v Ljubljani

Njihova velikost je odvisna od temperature nastanka (6,13). Beeghly je razvil metodiko za izolacijo AlN iz jekla, često pa je vprašljivo, koliko lahko filtriranje zagotovi, da bo analiza zajela tudi najmanjše delce ter bo tako kvantitativna in ne bo zajela samo večjih izločkov.

Na sliki 1 je prikazana topnost AlN v dveh jeklih po analizah, ki so bile opravljene na Metalurškem inštitutu v Ljubljani. Analize so bile izdelane v obeh jeklih ob istem času, zato lahko predpostavimo, da so eventualna analitska odstopanja pri obeh jeklih enaka. Torej je topnost AlN resnično odvisna od sestave jekla.



Slika 1

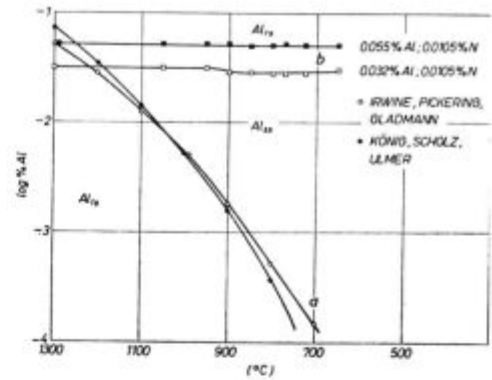
Topnost AlN v dveh jeklih. Spodnja črta predstavlja topnostni produkt za jeklo A, zgornja pa topnostni produkt za mikrolegirano jeklo B

Fig. 1

Solubility of AlN in 2 steels. Lower line represents the solubility product in steel A and upper line in steel B

Velja, da je v jeklih, ki imajo do 0,04 % topnega Al in 0,01 % N, pri 1250° C ves AlN v trdni raztopini v avstenitu, hitrost izotermnega raztapljanja pa je razmeroma hitra (5,8). Že dolgo je znano, da se pri ohlajanju jekla izloča AlN iz prenasičenega avstenita z veliko histerezo (9). Na sliki 2 smo za dve jekli vrisali teoretično topnost, izračunano po dveh različnih virih, in količino AlN, ki je nastala pri počasnem ohlajanju obeh jekel s topilne temperature 1300° C, pri kateri je bil ves AlN v trdni raztopini v avstenitu. Med teoretično topnostjo in resnično količino AlN v ohlajajočem se avstenitu je velika razlika. Proces izločanja se začne pri temperaturi transformacije avstenita (sl. 3), vendar tudi tedaj količina AlN bistveno ne zraste. Ni mogoče opredeliti, koliko količina AlN v feritu odstopa od topnosti, ker ni zanesljivih podatkov za topnost AlN v feritu. Zanimivo je, da se po prehodu premenske temperature količina AlN znova zmanjša. To potrjuje, da se po transformaciji avstenita v ferit del AlN znova raztopi v feritu in precipitira pri nižji temperaturi (32).

Na sliki 4 je prikazana količina AlN v mehkem jeklu v odvisnosti od trajanja izotermnega ogrevanja pri temperaturah 1000 in 840° C, pri čemer je bilo jeklo enkrat ohlajeno neposredno s topilne temperature 1300° C na temperaturo izločanja, dru-

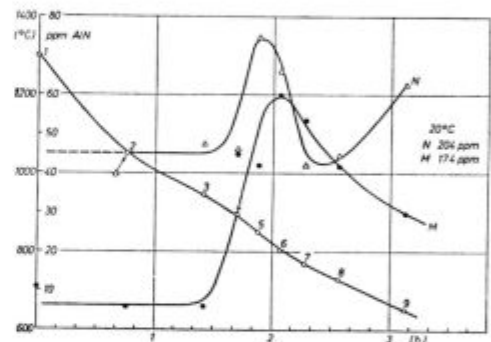


Slika 2

Jekli C in D. Teoretična topnost (krivulja a), izračunana po podatkih iz dveh različnih virov in količina Al, ki je vezan v AlN v jeklu, ki je bilo s topilne temperature počasi ohlajeno do določene temperature in kaljeno (krivulji b). Ohlajanje med 1300 in 800° C je trajalo približno 2 uri

Fig. 2

Steels C and D. Theoretical solubility (courbe a) calculated from references data and Al bound in AlN in steels slowly cooled from solution temperature to different temperatures and quenched (courbe b). Cooling time between 1300 and 800° C approximately 2^h



Slika 3

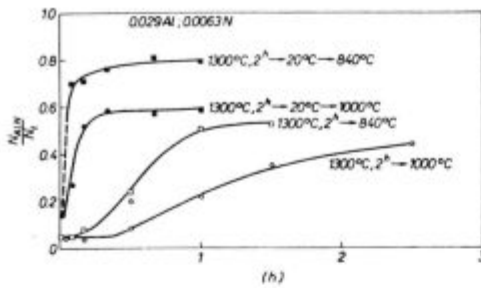
Vpliv počasnega ohlajanja na količino AlN, ki se je izločil iz trdne raztopine v jeklih C (krivulja M) in D (krivulja N). Vzorci so bili ogrevani pri topilni temperaturi 1300° C 2 uri, ohlajeni v peči do določene temperature in kaljeni. Srednja krivulja kaže temperaturo prekinitve ohlajanja v peči in kaljenja

Fig. 3

Influence of slow cooling on quantity of AlN precipitated in steels C (courbe M) and D (courbe N). Samples annealed 2^h at solution temperature 1300° C, furnace cooled to different temperatures and quenched. The middle courbe shows the quenching temperatures.

gič pa je bilo gašeno s temperature raztapljanja in nato ponovno ogreto na temperaturo izločanja.

Različen način ogrevanja na izločilno temperaturo je povzročil precejšnjo razliko v hitrosti nastajanja AlN. Hitrost nastanka nove faze, ki nastane z izločanjem iz trdne raztopine pri konstantni temperaturi, torej tudi hitrost izotermne tvorbe AlN, je odvisna od dveh parametrov: od hitrosti difuzije sestavnih elementov in od hitrosti nukleacije nove faze. Analitično je mogoče kinetiko izločanja opisati z eksponentialno funkcijo, ki zajema proces nukleacije in proces difuzijske rasti kali.



Slika 4

Jeklo E. Vpliv trajanja ogrevanja pri 1000 in 840 °C na delež teoretično možne količine AlN, ki se je izločil iz trdne raztopine v avstenitu. Po toplinem ogrevanju pri 1300 °C je bil del vzorcev neposredno ohlajen na temperaturo izločanja, drugi del pa je bil kaljen in ponovno ogret na temperaturo izločanja

Fig. 4

Steel E. Influence of isothermal annealing at 1000 and 840 °C on the part of theoretical AlN content precipitated from austenite. Part of samples was directly cooled to precipitation temperature after solution annealing at 1300 °C and part was quenched from solution temperature and reheated to precipitation temperature

Iz oblike kinetičnih odvisnosti na sl. 4 lahko opredelimo vzrok za počasno izločanje po neposredni ohladitvi s topline temperature. Hitrost difuzije Al in N v avstenitu pri določeni temperaturi ni odvisna od tega, ali jeklo ohladimo z višje temperature ali pa ga na isto temperaturo ogrevamo s sobne temperature. Torej razlika v hitrosti tvorbe AlN ne more biti posledica difuzivnosti sestavnih elementov, temveč je posledica razlike v hitrosti nukleacije AlN. Ohladitev jekla s topline na sobno temperaturo in ponovno ogrevanje na temperaturo izločanja ustvari mnogo kali, ki omogočijo, da se proces tvorbe AlN hitro konča in količina AlN doseže vrednost, ki jo definira topnostni produkt za isto temperaturo.

V začetku izotermnega zadržanja po neposredni ohladitvi s temperature toplinogrevanja je kratka inkubacijska doba. Nanjo opozarjamo zato, ker jo bomo pri nadaljevanju tega dela izkoristili za preizkuse preoblikovalnosti.

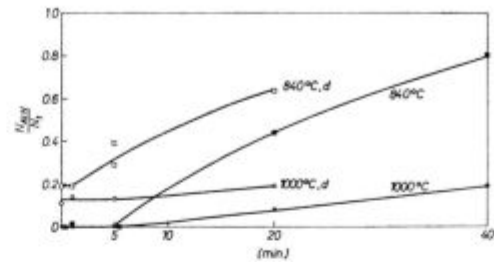
3. TVORBA AlN MED DEFORMACIJO AVSTENITA

3.1 Tvorba AlN v deformiranem avstenitu

V prejšnjem odstavku smo obravnavali tvorbo AlN v rekristaliziranem avstenitu, med predelavo pa prihaja do deformacije in mehčanja jekla, kar povečuje nestabilnost trdne raztopine AlN v avstenitu in pospešuje normalno in diskontinuirno, oz. medfazno precipitacijo. Do take precipitacije prihaja na transformacijski površini med transformacijo avstenita v ferit in perlit (11).

Da bi opredelili vpliv deformacije in rekristalizacije na stabilnost prenasičene raztopine AlN v avstenitu, smo vzorce jekla po toplinem ogrevanju pri 1300 °C ohladili na temperaturi 1000 in 840 °C,

jih pri tej temperaturi v enem prehodu med valji deformirali za približno 58 % in nato zadržali pri tej temperaturi do 40 minut (sl. 5). Ker smo o rezultatih teh preizkusov že poročali (12), jih bomo



Slika 5

Jeklo E. Vpliv trajanja ogrevanja deformiranega in nedeformiranega jekla na količino nastalega AlN. Po toplinem ogrevanju so bili vzorci, ohlajeni na temperaturi 1000 oz. 840 °C, deformirani ali ne, izotermno zadržani in kaljeni v vodi

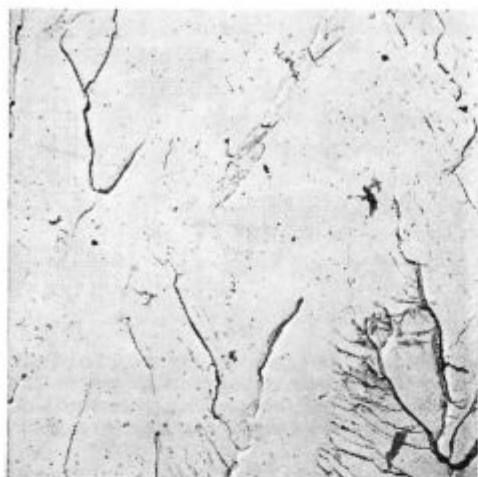
Fig. 5

Steels E. Influence of isothermal annealing length on the quantity of precipitated AlN in deformed and underformed steel. After solution treatment samples were cooled to 1000, resp. 840 °C, ev. deformed, isothermally annealed and quenched

le na kratko povzeli. V nedeformiranem jeklu je v začetku izotermnega zadrževanja že preje omenjena kratka inkubacijska doba, v kateri kemijska analiza ne pokaže, da bi prišlo do tvorbe AlN. Po tej inkubacijski dobi se začne tvoriti AlN s hitrostjo, ki je odvisna od hitrosti nastanka kali in je pri 840 °C mnogo večja, kot pri 1000 °C. Deformacija, oz. statična rekristalizacija avstenita, ki se izvrši za deformacijo, povzroči, da hitro nastane določena količina AlN, ki je tem večja, čim nižja je temperatura. Čim je odpravljena energija, ki jo je deformacija vnesla v kristalno mrežo avstenita, je kinetika izločanja enaka kot v nedeformiranem jeklu in tvorba AlN postane odvisna od hitrosti procesa nukleacije, podobno kot v nedeformiranem jeklu. Kljub sorazmerno veliki redukciji je nastala v deformiranem jeklu razmeroma majhna količina AlN. Vprašanje je, kako poteka tvorba AlN pri valjanju, ko si redukcije debeline valjanca in statična rekristalizacija avstenita zaporedno sledijo pri padajoči temperaturi. Iz slike 4 in njenega tolmačenja lahko ekstrapoliramo sklep, da je mogoče pričakovati po vsaki redukciji in rekristalizaciji stopnjasto povečanje količine AlN. Količina AlN, ki se pri vsaki redukciji debeline izloči iz trdne raztopine, pa je pri padajoči temperaturi čedalje manjša, kajti prenasičenje se zmanjša po vsaki stopnji. Med valjanjem izločanje ne poteče do ravnotežne topnosti, temveč ostane vedno v prenasičeni trdni raztopini še nekaj AlN. Izkušnje namreč kažejo, da se količina AlN, ki jo je mogoče določiti po kemijski poti, poveča po normalizaciji maloogljčnega jekla.

Preiskave v elektronskem mikroskopu ne kažejo, da bi bila bistvena razlika v velikosti AlN precipitativ med deformiranim in nedeformiranim

jeklom. Na slikah 6 in 7 vidimo drobne izločke AlN v nedeformiranem jeklu, ki je bilo zadržano 40 min. pri 1000°C, in v deformiranem jeklu s pri-

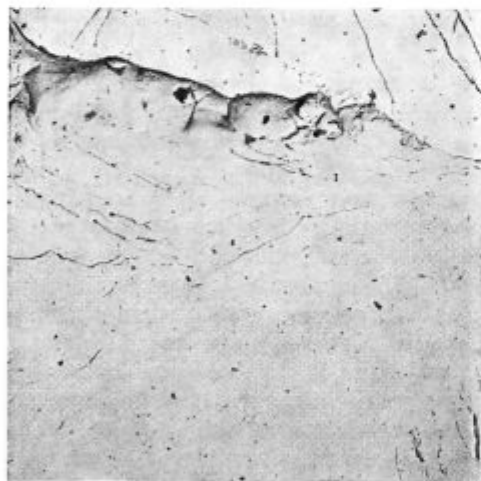


Slika 6

Jeklo E. Pov. 6000 X. Ekstrakcijska replika prelomne površine. Nedeformirani vzorec je bil 40 minut zadržan pri 1000°C po neposredni ohladitvi s topilne temperature. Izločeno približno 0,004 % AlN

Fig. 6

Mag. 6000 x. Steel E. Fracture extraction replica. Undeformed steel was 40 min. annealed at 1000°C after direct cooling from solution temperature. Precipitated AlN nearly 0,004 %



Slika 7

Jeklo E. Pov. 6000 X. Ekstrakcijska replika prelomne površine. Vzorec je bil deformiran in 20 minut zadržan pri 1000°C po neposredni ohladitvi s topilne temperature. Izločeno približno 0,004 % AlN

Fig. 7

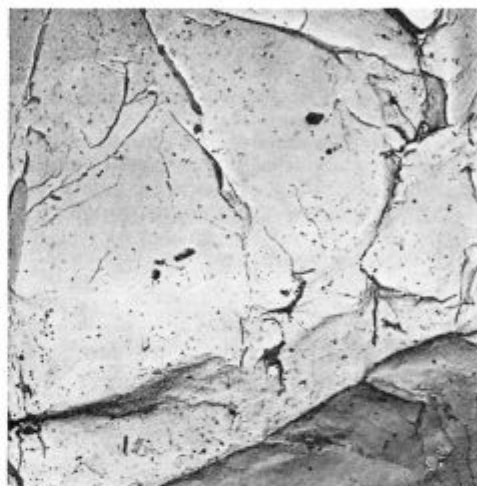
Steel E. Mag. 6000 x. Fracture extraction replica. Deformed steel was 20 min. annealed at 1000°C after direct cooling from solution temperature. Precipitated AlN nearly 0,004 %

bližno enako količino AlN, ki je bilo zadržano 20 min. pri 1000°C. Povprečna velikost izločkov na sl. 6 je 297 Å, na sliki 7 pa 274 Å. Verjetno pa je resnična povprečna velikost izločkov nekoliko

manjša, zato ter zaradi sorazmerno majhne povečave posnetkov na njih ni razločiti izločkov z velikostjo pod približno 60 Å.

Na nobenem posnetku ni videti, da bi pospešen razpad trdne raztopine zaradi deformacije in njej sledeče rekristalizacije imel za posledico spremembo oblike izločkov ali njihove razporeditve v avstenitu.

Po 4-urnem ogrevanju pri 1000°C zrasteta velikost in gostota precipitativ le malo (sl. 8). Poprečna velikost izločkov na sl. 8 je 342 Å. Po daljšem izotermnem zadržanju se pojavijo tudi nizi izločkov po kristalnih mejah (sl. 9) in posamezni pali-

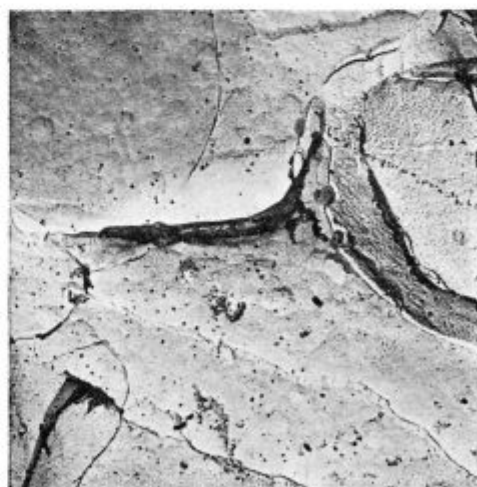


Slika 8

Jeklo E. Pov. 6000 X. Ekstrakcijska replika prelomne površine. Vzorec je bil 4 ure zadržan pri 1000°C po neposredni ohladitvi s topilne temperature. Izločeno ca. 0,01 % AlN

Fig. 8

Mag. 6000 x. Steel E. Fracture extraction replica. Underformed steel was 4^h retined at 1000°C after direct cooling from solution temperature. rPrecipitated AlN nearly 0,01 %



Slika 9

Isti vzorec kot slika 8

Fig. 9

Same sample as fig. 8

časti precipitatu, ki so bistveno večji od povprečja. Paličasti izločki dosega do 2 mikrona in debelino do 0,15 mikrona (sl. 10).

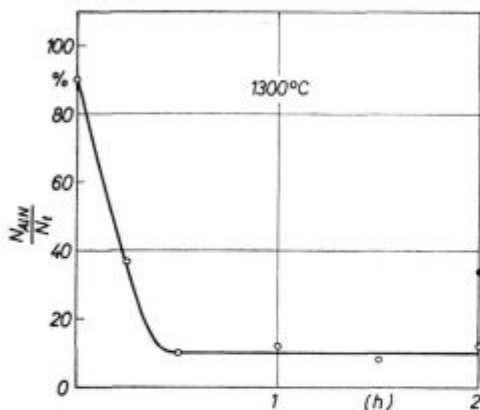


Slika 10
Isti vzorec kot slika 8
Fig. 10
Same sample as fig. 8

Velja torej, da prihaja pri podaljšanju izločilnega ogrevanja do povečanja količine AlN, do počasne rasti vseh izločkov in do pospešene paličaste rasti posameznih izločkov. Paličasta rast izločkov je omenjena tudi v literaturi (13, 29, 30).

3.2 Tvorba AlN med vrtilno deformacijo avstenita

Težko je doseči, da bi predelava jekla z valjanjem potekala izotermno, in slediti, kako naraščajoča deformacija vpliva na proces izločanja AlN



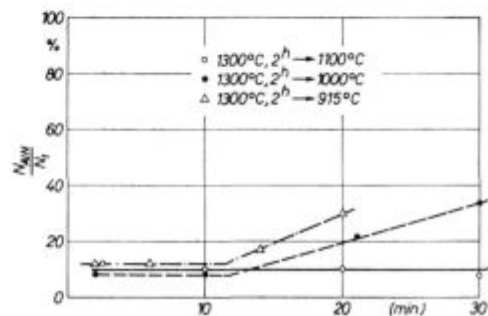
Slika 11

Jeklo A. Vpliv trajanja ogrevanja pri 1300 °C na količino AlN v avstenitu. Na ordinati je razmerje med količino AlN v izločkih in celotno količino AlN v jeklu

Fig. 11

Steels A. Influence of annealing length at 1300 °C on AlN content in austenite. On ordinate we find the proportion between AlN in form of precipitates and total AlN content in steel

iz prenasičenega avstenita. Lažje je mogoče to ugotoviti s torzijskimi preizkusi, pri katerih je mogoče izvršiti brez težav izotermno deformacijo in doseči pri tem poljudno stopnjo deformacije. Pri preizkusih smo valjaste vzorce, ki se uporabljajo za preizkus preoblikovalnosti pri torzijski deformaciji (31), najprej ogrevali v deformacijski peči eno uro pri 1300° C, dosegli popolno raztopitev AlN v avstenitu (sl. 11), nato pa vzorce hitro ohladili na temperaturo deformacije 1000 do 1200° C, izvršili določeno deformacijo pri izbrani temperaturi, nato pa preizkušance hitro vzeli iz peči in gasili v vodi. Ugotovili smo (14), da je v temperaturnem intervalu med 915 in 1100° C približno 10 min. dolga nukleacijska doba, v kateri kemijska analiza pokaže konstantno količino AlN v avstenitu (sl. 12), ki ustreza slepi vrednosti analitične metode.

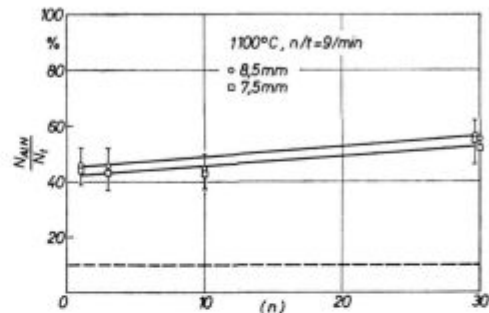


Slika 12

Jeklo A. Vpliv zadrževanja pri različnih temperaturah po ohladitvi s topilne temperature na količino precipitiranega AlN. Ista ordinata kot na sl. 11

Fig. 12

Steel A. Influence of isothermal retaining at different temperatures after cooling from solution temperature on the content of precipitated AlN. Same ordinate as in fig. 11



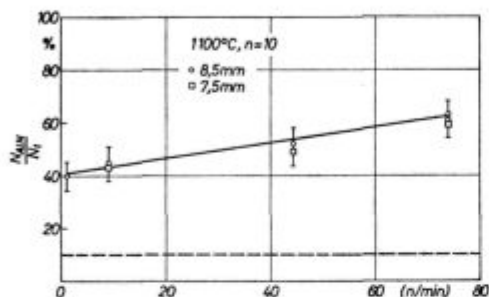
Slika 13

Jeklo A. Vpliv stopnje deformacije (izražene v številu vrtiljajev) na količino izločenega AlN pri 1100 °C. Hitrost deformacije: 9 vrt./min. Ordinata je ista kot na sl. 11. Oznaki 8,5 in 7,5 pomenita, da je AlN določen iz slojev, ki so bili ostruženi pri teh debelinah iz deformiranega preiskovanca z debelino 10 mm

Fig. 13

Steel A. Influence of increasing strain (expressed as revolutions number) on the content of precipitated AlN at 1100 °C. Strain rate 9 rev./min. same ordinate as in fig. 11. Marks 8,5 and 7,5 signify that AlN was analysed from layers at such diameter from deformed samples of diameter 10 mm

Pri povečanju deformacije avstenita od 1 do 30 vrtljajev zraste količina AlN le za približno 10 % (sl. 13). Pri konstantni velikosti deformacije poveča sprememba hitrosti deformacije od 1 do 74 vrtljajev na minuto količino precipitiranega AlN za približno 20 % (sl. 14). Zanimivo in morda presenetljivo je dejstvo, da pri isti hitrosti in stopnji deformacije sprememba temperature deformacije ne vpliva zaznavno na količino precipitiranega AlN (sl. 15), kljub temu, da se v istem temperaturnem intervalu spremeni prenasíčenje avstenita z AlN.

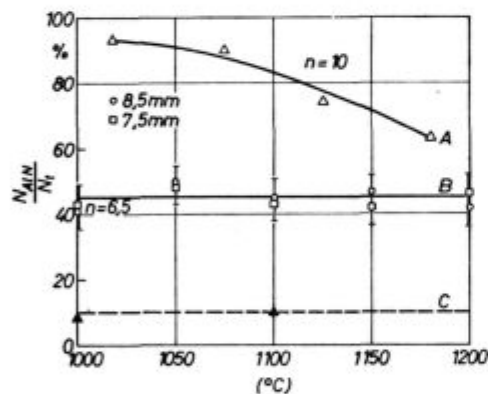


Slika 14

Vpliv hitrosti deformacije na delež precipitiranega AlN pri 1100 °C. Oznake so iste kot na sl. 13

Fig. 14

Steel A. Influence of deformation rate on the content of precipitated AlN at 1100 °C. Same marks and ordinate as in fig. 13.



Slika 15

Jeklo A. Krivulja A predstavlja topnost AlN, krivulja B pa količino AlN, ki je pri različnih temperaturah precipitirala pri deformaciji, ki ustreza 10 vrtljajev (izjema je preiskušaneec, ki je bil deformiran 6,5 vrtljajev pri 1000 °C). Hitrost deformacije 9 vrt./min

Fig. 15

Steels A. Courbe A shows the AlN solubility and courbe B AlN content precipitated at different temperatures at constant deformation 10 rev. (deformation at 1000 °C was 6,5 rev.). Deformation rate 9 rev./min.

Torej tudi vrtilna deformacija pospeši izločanje AlN iz prenasíčenega avstenita. Zanimivo je, da naraščanje stopnje izotermne deformacije, sprememba v hitrosti deformacije in sprememba temperature deformacije ne vplivajo pomembno na količino nastalega AlN. Ker predpostavljamo,

da se s tem, da v kristalno mrežno avstenita vnese mo več energije v obliki povečane stopnje deformacije in povečane hitrosti deformacije, bistveno ne spremeni hitrost difuzije Al in N na precipitacijska jedra, lahko sklepamo, da spremembe v pogojih deformacije ne povzročijo bistvene razlike v gostoti nastalih kali.

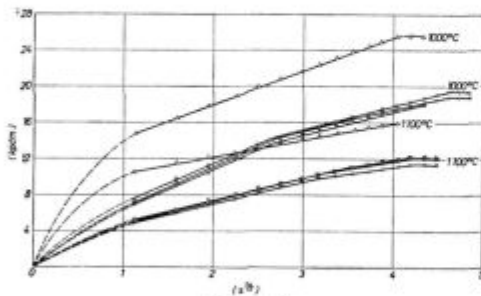
V začetku deformacije je avstenit bogat z AlN v prenasíčenih trdni raztopini. Že majhna deformacija sproži nastanek določene količine AlN in razredči trdno raztopino, s tem se zmanjša prenasíčenje in hitrost nukleacije, ne glede na razliko v količini energije, ki je vnese na kristalno mrežo z različno stopnjo in hitrostjo deformacije. Lahko torej končno sklepamo, da je hitrost nastanka odvisna predvsem od količine AlN, ki je v trdni raztopini v avstenitu, in ne od prenasíčenja. Naši preizkusi so bili preveč kratkotrajni, da bi lahko prišel do izraza vpliv razlike v hitrosti difuzije, ki raste z naraščanjem temperature deformacije, zaradi česar bi se mogoče spremenila odvisnost na sl. 14.

3.3 Dinamična poprava avstenita in tvorba AlN

Pri vrtilnem deformacijskem preizkusu avstenita je v začetnem delu linearna odvisnost med stopnjo deformacije in odporom proti deformaciji. To je perioda utrditve avstenita. Njej sledi parabolična perioda, v kateri naraščajočo utrditev zmanjšuje dinamična poprava. Pri tej popravi velika koncentracija vrzeli in visoka temperatura omogočata plezanje in prečno drsenje dislokacij. To omogoča, da dislokacije obidejo zapreke, katere ustvari utrditev avstenita, omogoča pa tudi srečanje in anihilacijo nasprotnih dislokacij ter zmanjšanje njihove gostote in zmanjšanje utrditve kovine (15). Po dosegu maksimalne utrditve, oz. strižne napetosti, ki se iz nje izračuna (27), se odpor avstenita proti deformaciji zmanjša na približno konstantno vrednost zaradi dinamične rekristalizacije (16), ki poteka paralelno z naraščajočo deformacijo. Preizkuse smo napravili pri temperaturah 1000 in 1100 °C, ker smo pričakovali, da v tem temperaturnem intervalu ne bo bistvene razlike v količini in velikosti izločkov AlN, eventualno nastalih med deformacijo. Hitrosti deformacije so bile 0,4, 1,2 in 3,5 vrt./min. Bile so razmeroma majhne zato, da je bilo mogoče zanesljivo grafično registrirati začetni del odvisnosti stopnja deformacije — deformacijska utrditev. Preizkuse smo opravili po predhodnih toplotnih obdelavah istega jekla, ki so zagotovile, da je bil v začetku deformacije AlN v trdni raztopini, drugič pa v obliki izločkov, ki so nastali z dvehurnim izotermnim žarjenjem pri 600 °C. Po podatkih iz vira (6) naj bi pri tem ogrevanju nastali izločki s povprečno velikostjo 50 Å. Tega nismo preverili. Avstenit z AlN v prenasíčenih trdni raztopini smo dosegli kot v

točki 3.2, s tem da smo preizkušance ohladili s temperature topilnega ogrevanja 1300°C neposredno na temperaturo deformacije.

Rezultate kažeta sliki 16 in 17. Po začetni linearni periodi se vzpostavi parabolična odvisnost med stopnjo deformacije, oz. trajanjem deformacije pri stalni hitrosti (t) in odporom proti deformaciji, ki je izražen z deformacijskim momentom (M).

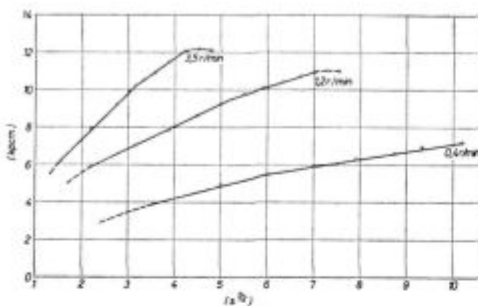


Slika 16

Jeklo A. Vpliv trajanja deformacije pri konstantni hitrosti (torej konstantnega naraščanja deformacije) na odpornost jekla proti deformaciji, ki je predstavljena z deformacijskim momentom. Hitrost deformacije 3,5 vrt/min. Krogi: preiskavanci z AlN v raztopini v avstenitu v začetku deformacije, trikotniki-preiskavanci z AlN v izločkih v začetku deformacije

Fig. 16

Steel A. Influence of deformation at constant rate (thus influence of constant deformation increase) on steel resistance to deformation expressed as deformation torque. Deformation rate 3,5 rev./min. Circles — specimens with AlN in solid solution in austenite at deformation start, triangles — specimens with AlN in precipitates at deformation start



Slika 17

Jeklo A. Enako kot sl. 16 pri različnih hitrostih deformacije 0,4; 1,2 in 3,5 vrt/min

Fig. 17

Same as fig. 16 at different deformation rates 0,4; 1,2, and 3,5 rev/min

Analitični izraz za to odvisnost je:

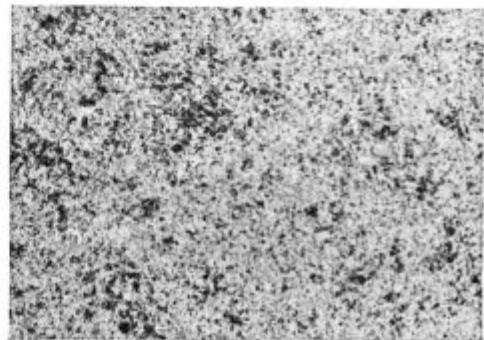
$$M = K_3 + K_4 t^{1/2}$$

V izrazu sta K_3 in K_4 konstanti.

V avstenitu, v katerem je bil v začetku deformacije AlN v obliki izločkov, se enaka parabolična odvisnost ohrani, dokler ni dosežen maksimalni deformacijski moment, torej do začetka dinamične rekristalizacije. Odvisnost je podobna pri avstenitu, ki ima v začetku deformacije AlN v trdni raz-

topini, le da je parabolični del sestavljen iz dveh delov, A in B dela. V delu B je poprava hitrejša, saj v njej raste deformacijski moment počasneje kot v periodi A. Analitično se to izraža v spremembi vrednosti konstant K_3 in K_4 . Proces dinamične poprave je hitrejši v jeklu, ki ima ob začetku deformacije AlN v izločkih, sproži pa se pri večji strižni napetosti. Na sliki 17 vidimo, da se začne dinamična poprava in se izvrši prehod iz faze A v fazo B pri tem manjši deformaciji, čim manjša je hitrost deformacije. To pomeni, da je proces dinamične poprave odvisen od dveh parametrov: od stopnje deformacije in od hitrosti deformacije.

Prisotnost izločkov AlN v avstenitu med deformacijo istočasno poveča deformacijsko utrditev in hitrost dinamične poprave. Upoštevati moramo, da ima jeklo z izločki AlN manjša kristalna zrna avstenita kot jeklo, ki je bilo brez izločkov v začetku deformacije (sl. 18 in 19). Večja utrditev tega jekla, ki se izraža v večjem deformacijskem mo-

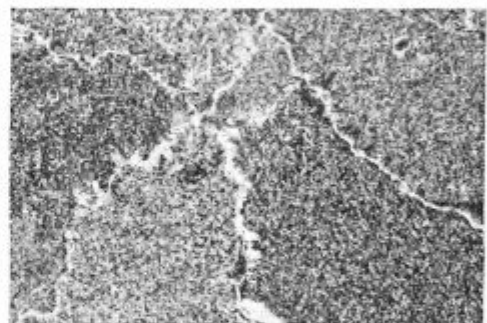


Slika 18

Pov. 50 ×. Jeklo A. Mikrostruktura po naslednji toplotni obdelavi: topilno ogrevanje 1 uro pri 1300 °C, gašenje, izločilno ogrevanje 2 uri pri 600 °C, gašenje, ogrevanje 5 minut pri 1000 °C in gašenje

Fig. 18

Mag. 50 x. Steel A. Microstructure after following thermal treatment: solution annealing 1^h at 1300 °C, quenching, precipitation annealing 2^h at 600 °C, quenching, 5 min. heating at 1000 °C and quenching



Slika 19

Pov. 50 ×. Jeklo A. Mikrostruktura po naslednji toplotni obdelavi: Ogrevanje 1 uro pri 1300 °C, ohladitev na 1000 °C, zadržanje 5 minut in gašenje

Fig. 19

Mag. 50 x. Steel A. Microstructure after following thermal treatment: solution annealing 1^h at 1300 °C, direct cooling to 1000 °C, retaining 5 min. and quenching

mentu, nastaja zato, ker izločki AlN zavirajo gibanje dislokacij, pa tudi zato, ker finostrnata mikrostruktura lahko vskladišči večjo deformacijo kot grobostrnata (17). Večja hitrost dinamične poprave v avstenitu z izločki je lahko rezultat učinka večje napetosti, finejših zrn in prisotnosti izločkov, vendar deleža posameznih dejavnikov ni mogoče ovrednotiti. Mehanizem, po katerem bi lahko izločki AlN pospeševali dinamično popravo, ni poznan, gotovo pa je njihov vpliv vsaj deloma indirektni in se kaže v večji utrditvi jekla. Večja energija kristalne mreže, katere znak je večji odpor jekla proti deformaciji, pospeši proces dinamične poprave zaradi večje koncentracije vrzeli v kristalni mreži. Lažje je razložiti učinek velikosti kristalnih zrn. rKistalne meje delujejo v procesu poprave kot neke vrste požiralniki dislokacij in točkastih napak. Čim večja je gostota kristalnih mej, tem večja je možnost, da se dislokacija in vrzel vanjo ujameta, zato je poprava hitrejša. Dinamična poprava avstenita je termično aktiviran proces, zato je mogoče iz kinetičnih odvisnosti na sl. 16 izračunati aktivacijsko energijo (Q) za popravo pri naraščajoči strižni napetosti s pomočjo Arrheniusove odvisnosti. Merilo za hitrost poprave je naklon premic na sl. 16. Razmerje med hitrostjo poprave (p_1/p_2) pri obeh temperaturah (T_1 in T_2 , °K) predstavlja naslednji analitski izraz, ki je razvit iz Arrheniusove odvisnosti:

$$\log p_1/p_2 = \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right)$$

Račun da za avstenit, ki je imel izločke v začetku deformacije, aktivacijsko energijo $Q = 69$ kcal/mol, za avstenit brez izločkov v fazi A $Q = 68,5$ kcal/mol, v fazi B pa $Q = 50$ kcal/mol. Prvi dve vrednosti se zadovoljivo ujemata s podatki, katere literatura navaja za aktivacijsko energijo samodifuzije v avstenitu (18). To potrjuje, da kontrolira dinamično popravo avstenita z izločki in brez izločkov gibanje vrzeli. V avstenitu, ki je bil brez izločkov v začetku deformacije, je aktivacijska energija znatno manjša v fazi B. Domnevamo, da uktreza prehod med fazo A in fazo B v odvisnosti med trajanjem deformacije in utrditvijo začetku tvorbe izločkov AlN iz prenasičenega avstenita (19), verjetno nukleaciji precipitativ. Ni jasno, kako to začetno izločanje lahko pospeši dinamično popravo, posebno še zato, ker ni nobene bistvene spremembe v utrditvi v avstenitu in ker je aktivacijska energija bistveno manjša, kot v fazi A. Ne da bi poznali mehanizem interakcije, lahko ugotovimo, da z začetkom tvorbe izločkov AlN pride do bolj učinkovitega odstranjevanja deformacijske utrditve avstenita z dinamično popravo.

3.4 Deformacijska sposobnost avstenita

Vrtilni preizkus se je uveljavil kot zelo primeren za ovrednotenje deformacijske sposobnosti kovinskih materialov, zato smo ga uporabili, da bi

opredelili, kako vpliva razlika v obliki prisotnosti AlN v jeklu, izločki različne velikosti in trdna raztopina na deformacijsko odpornost avstenita.

Uvodni preizkusi so pokazali (20), da je ta metoda za ovrednotenje preoblikovalnosti jekla dovolj občutljiva, da pokaže razlike v predelovalnosti, ki so v istem jeklu v zvezi s stanjem AlN v avstenitu.

Deformacijske preizkuse smo napravili v intervalu temperature 950 do 1150° C z namenom, da bi zagotovili, da se ni bistveno spremenila velikost izločkov med kratkotrajnim ogrevanjem za deformacijo pri določeni temperaturi, ni pa mogoče seveda izključiti možnosti, da se velikost izločkov ni spremenila zaradi deformacije. Zaradi deformacije je prišlo do pospešene tvorbe AlN precipitativ iz prenasičenega avstenita, o čemer smo razpravljali v točki 3.2.

Iz jekla smo pripravili tri vrste vzorcev: ena vrsta vzorcev je bila ohlajena na temperaturo deformacije neposredno s temperature topilnega ogrevanja pri 1300° C, drugi dve vrsti pa sta bili po topilnem ogrevanju gašeni in 2 uri izločilno žarjeni pri 600 in 1000° C.

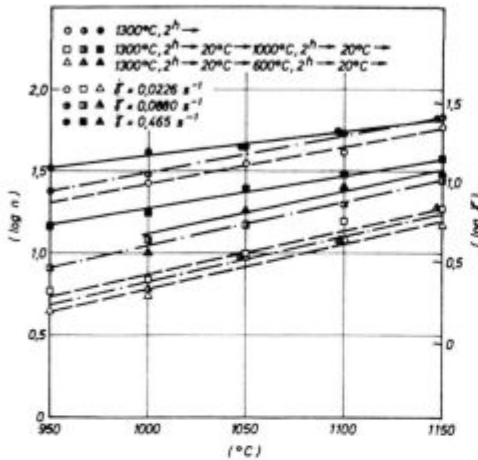
Po podatkih iz literature naj bi nastali pri nižji temperaturi izločki z velikostjo povprečno 50 Å, pri višji temperaturi pa izločki z velikostjo povprečno 200 Å (6). Meritve na posnetkih 6 in 8 kažejo povprečno velikost AlN izločkov 270 do 300 Å, kar se dobro ujema z literaturnim podatkom.

Iz povprečne velikosti (d) lahko na osnovi poznane količine AlN (f) izračunamo tudi medsebojno oddaljenost (l) izločkov po izrazu:

$$l = \frac{d}{2} \cdot \sqrt[3]{\frac{4}{3f}} \quad (21)$$

Če upoštevamo volumski delež AlN $f = 0,08$ ter velikosti 50 in 200 Å, dobimo povprečno medsebojno oddaljenost izločkov 90 Å po izločilnem ogrevanju pri 600° C, po izločilnem ogrevanju pri 1000° C pa 370 Å. Preizkusi so bili opravljeni pri hitrosti deformacije 3,5 14 in 74 vrt./min. Večjih hitrosti nismo uporabljali zato, ker ni bilo mogoče grafično registrirati odvisnosti deformacija — odpornost proti deformaciji, manjših hitrosti pa nismo uporabili, da bi preizkusi ne trajali predolgo.

Slika 20 kaže, da narašča deformacijska sposobnost, oz. njej ustrezna strižna deformacija (27), eksponentialno z naraščanjem temperature, kar se ujema s podatki iz literature (18). Deformacijska sposobnost je tem večja, čim večja je hitrost deformacije, kar potrjuje literaturne navedbe (33). Največjo deformabilnost ima avstenit, ki je bil v začetku deformacije brez izločkov, ki je torej imel AlN v trdni raztopini; manjšo deformacijsko sposobnost ima jeklo, v katerem so pred začetkom deformacije izločki nastali pri izločilnem žarjenju pri 1000° C in končno ima najmanjšo deformabilnost avstenit z izločki, ki so nastali pri predhod-



Slika 20

Jeklo A. Vpliv temperature deformiranja na število vrtljajev (n) oz. ustrezno strižno deformacijo (γ) do preloma. Toplotne obdelave so navedene v sliki. Hitrosti deformacije ($\dot{\gamma}$) 3,5; 14 in 74 vrt./min

Fig. 20

Steel A. Influence of deformation temperature on revolutions number (n) and the corresponding shear deformation (γ) till fracture. Thermal treatments are indicated in the figure. Deformation rates ($\dot{\gamma}$) 3,5; 14, and 74 rev./min.

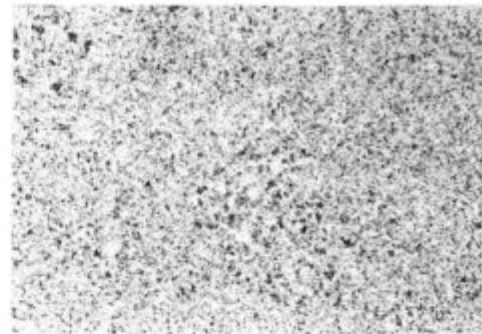
nem izločilnem žarjenju pri 600°C. Lahko torej ugotovimo, da nastajanje izločkov med deformacijo, v prejšnjih točkah smo razložili, kako deformacija pospeši nastanek nitrida, manj zmanjšuje deformacijsko sposobnost avstenita, kot prisotnost izločkov AlN v jeklu v začetku deformacije. Izločki zavirajo premikanje kristalne meje s silo $P_1 = 3 f \cdot s/d$ (21). V izrazu so: f — volumski delež faze, ki tvori izločke, s — površinska napetost avstenita in d — povprečna velikost izločkov. Torej je nzavorna sila tem večja, čim več je faze, ki tvori izločke in čim manjši so izločki. Predpostavljamo lahko, da izločki s podobno silo zavirajo migracijo rekristalizacijske fronte, zato povečujejo utrditev avstenita ter zmanjšujejo njegovo deformabilnost. Boljšo preoblikovalnost jekla, ki je bila ob začetku deformacije brez izločkov, bi lahko raložili na dva načina: z manjšo količino AlN, ki nastane med deformacijo (glej točko 3.1), ali pa s predpostavko, da so večji izločki AlN, ki nastanejo med deformacijo.

Izločki niobijevega karbonitrida, ki nastanejo v deformiranem avstenitu, so manjši kot izločki, ki nastanejo pri isti temperaturi v rekristaliziranem avstenitu (17). Naše meritve izločkov so bile premalo sistematične, da bi opredelili, kako deformacija vpliva na velikost izločkov. Na osnovi prejšnjega vira pa sklepamo, da so ti izločki lahko samo manjši kot tisti, ki nastanejo med izločilnim ogrevanjem nedeformiranega jekla. Zato moremo boljše preoblikovalnost razložiti najverjetneje s tem, da ima avstenit, ki je imel v začetku deformacije AlN v trdni raztopini, boljše deformabilnost zato, ker je v njem manjši del teoretično možne količine AlN vezan v izločkih.

Rekristalizacija povzroča pospešeno izločanje. To povečuje gonilno silo za dinamično rekristalizacijo za delež P_2 , ki se izračuna iz izraza $P_2 = v RT \ln(c_1/c_2)$ (34). V izrazu pa so: v — število molov faze, ki se izloča na mol osnove, R — plinska konstanta, T — absolutna temperatura, c_1 in c_2 — koncentracija faze, ki se izloča v trdni raztopini pred rekristalizacijsko fronto in za njo.

Količina AlN je majhna, zato je tudi majhno povečanje gonilne sile za rekristalizacijo zaradi diskontinuirne precipitacije. Točen izračun pokaže, da je sila P_2 za približno 2 reda velikosti manjša kot druge sile, ki oblikujejo gonilno silo za rekristalizacijo (35). Na osnovi tega domnevamo, da je dovoljeno zanemariti neposreden vpliv izločanja AlN na rekristalizacijo in deformabilnost avstenita.

V začetku deformacije je bila različna mikrostruktura avstenita v vzorcih različne vrste, oz. pravilneje povedano, je bila različna velikost avstenitnih zrn. Mikroskopska preiskava je pokazala, da pravzaprav ni razlike v velikosti zrn med obema vrstama vzorcev, ki sta bili pred deformacijo izločilno ogrevani. Pri 950°C so bila avstenitna zrna enakomerna in drobna (sl. 21), pri 1000°C se je v posameznih točkah začela rast zrn (sl. 18), pri 1150°C pa je bila večina avstenita iz dokaj velikih zrn (sl. 22).



Slika 21

Jeklo A. Pov. 50 ×. Mikrostruktura po naslednji toplotni obdelavi: 1 uro pri 1300°C, gašenje, izločilno ogrevanje 2 uri pri 600°C, 5 minut pri 950°C, gašenje

Fig. 21

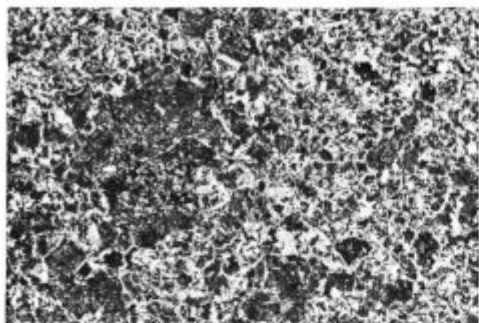
Mag. 50 x. Steel A. Same thermal treatment as in fig. 18. Final quenching temperature 950°C

Jeklo, ki je bilo ohlajeno s temperature topilnega ogrevanja 1300°C na temperaturo deformacije, je imelo mikrostrukturo iz grobih avstenitnih zrn (sl. 19) neodvisno od temperature deformacije.

Dinamična rekristalizacija med vrtilno deformacijo (16) poteka predvsem po kristalnih mejah (17). Torej poteka v večjem obsegu v fino zrnatem kot v grobo zrnatem avstenitu. Hipotetično jeklo brez izločkov AlN ima enako ali boljše preoblikovalnost, če je bolj fino zrnato. Torej izločki AlN še bolj zmanjšajo deformacijsko sposobnost avstenita, kot kažejo naši preizkusi, med katerimi je

njihov učinek delno zmanjšala različna velikost avstenitnih zrn.

Povečana količina Al in N v jeklu je povezana z večjo občutljivostjo bram in ingotov za trganje površine pri začetku valjanja (22). Občutljivost za trganje bistveno zmanjšamo s tem, da ingote zalo-



Slika 22

Jeklo A. Pov. 50 ×. Ista toplotna obdelava kot vzorec na sl. 21, le da je bila temperatura končnega ogrevanja 1150 °C

Fig. 22

Mag. 50 x. Steel A. Same thermal treatment as in fig. 18. Final quenching temperature 1150 °C

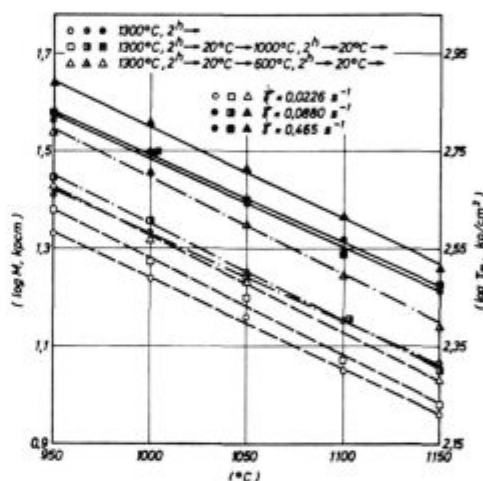
žimo v ogrevalno peč za valjanje, potem ko so se na površini ohladili do temperature, ki omogoča prekrizalizacijo avstenita v ferit. Gredice za trganje niso občutljive, čeprav imajo podobno količino Al in N kot ingoti. S povečano količino Al in N v jeklu je povezano tudi robno pokanje ingotov pri ohlajanju, ki je poznano pod nazivom »panel cracking«.

Različni avtorji povezujejo zmanjšano preoblikovalnost jekla s prisotnostjo AlN v deformiranem jeklu in z nastajanjem in raztapljanjem AlN med deformacijo (23, 24, 25). Tehnološke izkušnje kažejo, da raztapljanje AlN ne more biti vzrok za zmanjšano preoblikovalnost, ker se ta pojavlja pri padajoči temperaturi, ko se izločki tvorijo, ne pa topijo.

Rezultati naših preizkusov kažejo, da nastajanje izločkov ne zmanjša preoblikovalnosti, temveč jo celo povečuje v primerjavi z jeklom, ki ima že izločke. Dalje potrjujejo rezultati naših preizkusov, da prisotnost izločkov AlN zmanjšuje deformabilnost avstenita, vendar ostaja ta mnogo nad tistim nivojem, ki je potreben za uspešno valjanje. Dejstvo, da se raztrganine ne pojavljajo, če jeklo pred zakladanjem v peč ohladimo, da prekrizalizira in da gredice niso občutljive za trganje, četudi imajo podobno količino Al in N kot neprekrizalizirani ingoti, pove, da trganje površine ingotov ni neposredna posledica vpliva izločkov AlN. Ovrednotenje drugih možnih vplivnih parametrov kaže, da je najbolj verjeten vzrok za trganje površine indirektni vpliv Al in N. Najverjetneje povečana količina enega ali obeh elementov povzroča bolj neugodno krizalizacijo skorje ingotov, mogoče tanjšo globulitično skorjo. Med ogrevanjem pred va-

ljanjem se ta skorja stanjša ali odgori. Zato je izpostavljeno pri valjanju natezni obremenitvi jeklo v transkrizalizacijskem pasu. V tem pasu ležijo krizalne meje pravokotno na smer deformacije in slabo prenašajo natezno deformacijo (26). Zato prihaja do trganja površine, ki ga sprožijo ali olajšajo zajede škaže po krizalnih mejah ob površini valjanca. Če jeklo prekrizalizira, se odpravi krizalizacijska tekstura, predvsem neugodna usmerjenost krizalnih mej ob površini in občutljivost za trganje se bistveno zmanjša.

Na sliki 23 vidimo, da z naraščanjem temperature eksponencialno pada odpornost proti deformaciji, ki se izraža z maksimalnim momentom ali maksimalno strižno napetostjo. Največjo odpornost proti deformaciji ima pri enakih deformacijskih pogojih avstenit z drobnimi izločki AlN, ki so nastali pri 600 °C, sledi avstenit z izločki, ki so nastali pri 1000 °C in končno avstenit, ki je bil v začetku deformacije brez izločkov AlN.



Slika 23

Jeklo A. Vpliv temperature na deformacijsko odpornost, ki je izražena z maksimalnim deformacijskim momentom (M) oz. maksimalno strižno napetostjo (τ_m). Iste oznake in hitrosti deformacije kot na sl. 20

Fig. 23

Steel A. Influence of temperature on deformation resistance expressed as maximum deformation torque (M) or maximum shear stress (T_m). Same marks and deformation rates as in fig. 20

Odvisnosti na sliki 23 lahko prikažemo z naslednjim analitičnim izrazom:

$$\tau_m = A \exp^{-Q/RT}$$

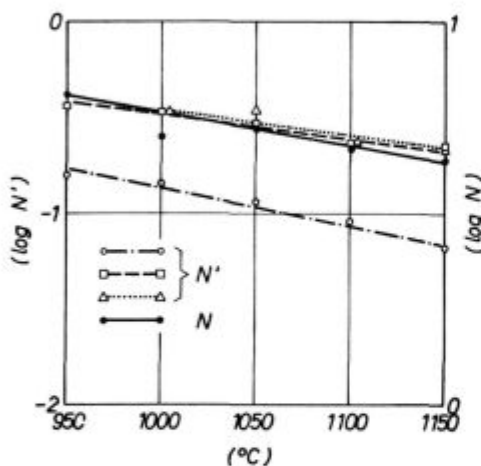
V njej so: A konstanta, Q navidezna aktivacijska energija za deformacijo, R plinska konstanta, T pa absolutna temperatura. Izrednotenje odvisnosti na sl. 23 pokaže aktivacijsko energijo $Q = 72 \pm 2,5$ kcal/mol neodvisno od hitrosti deformacije in začetnega stanja avstenita. Ta energija se zadovoljivo ujema z aktivacijsko energijo za samodifuzijo v avstenitu (18) in kaže, da proces odprave deformacijskih napetosti ni odvisen od začetnega stanja avstenita, pač pa je odvisen od

vrzeli v avstenitu. Že prej smo opisali vpliv izločkov in njihovega nastanka na deformabilnost avstenita. Velja, da so po kriterijih, katere navaja literatura (21), po obeh izločilnih ogrevanjih precipitanti AlN in razdalja med njimi toliki, da pri deformaciji povečujejo gostoto dislokacij pri enaki deformaciji (glej točko razprave, ki obravnava dinamično popravo avstenita). S tem precipitanti sicer povečujejo gonilno silo za rekristalizacijo in odpravo deformacijskih napetosti, istočasno pa ovirajo ureditev dislokacij v mobilne dislokacijske fronte in premikanje teh front, tj. zavirajo dinamično rekristalizacijo. Zavorni vpliv izločkov je večji, zato ima avstenit z izločki AlN večjo odpornost proti deformaciji kot avstenit brez izločkov v začetku deformacije.

Deformacijska sposobnost in odpornost avstenita proti deformaciji raste z naraščanjem hitrosti deformacije. Analitično povezuje parametre: največjo strižno napetost (τ_m) (strižno napetost pri maksimalnem deformacijskem momentu v trenutku največje odpornosti avstenita proti deformaciji) ter hitrost deformacije ($\dot{\gamma}$), znani izraz (18) $\tau_m = K_s \dot{\gamma}^N$. Eksponent N je enak za vse tri vrste začetnega stanja avstenita (sl. 24) in pada z naraščanjem temperature. Četudi namesto strižne napetosti τ_m uporabimo modificirano strižno napetost τ_m/G (G je strižni modul pri določeni temperaturi) (28), ne dobimo konstantne vrednosti za N.

Podobna analitična odvisnost $\dot{\gamma}_p = K_e \dot{\gamma}^{N'}$ povezuje hitrost deformacije in deformacijo pri prelomu ($\dot{\gamma}_p$). Koeficient N' je enak pri obeh izločilnih žarjenjih ter nekoliko manjši v avstenitu, ki je bil brez izločkov v začetku deformacije. V obeh primerih pa vrednost koeficienta N' pada s temperaturo, podobno kot velja za koeficient N.

Deformacija pri maksimalnem momentu ($\dot{\gamma}_K$), to je deformacija tik pred začetkom dinamične



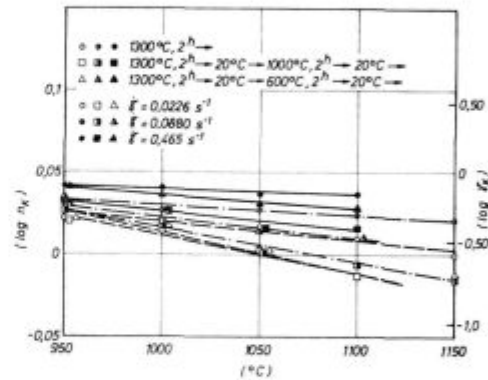
Slika 24

Jeklo A. Vpliv temperature deformiranja na velikost eksponentov N in N'. Oznake za N so enake kot na sl. 20

Fig. 24

Steel A. Influence of deformation temperature on the exponents N and N'. Same marks as in fig. 20

rekristalizacije, se zmanjšuje z naraščanjem temperature (sl. 25) in z zmanjšanjem hitrosti deformacije. Pri enakih pogojih deformacije je deformacija večja v jeklu, ki je bilo brez izločkov v začetku deformacije, in manjša v jeklu z izločki.



Slika 25

Jeklo A. Vpliv temperature deformacije na deformacijo izraženo v številu vrtljajev (n_x) oz. strižni deformaciji (γ_s) v trenutku začetka dinamične rekristalizacije avstenita po dosegu maksimalne odpornosti proti deformaciji

Fig. 25

Steel A. Influence of deformation temperature on deformation (expressed as revolutions number n_x and corresponding shear deformation γ_s) at start of the austenite dynamical recrystallisation at maximum deformation resistance

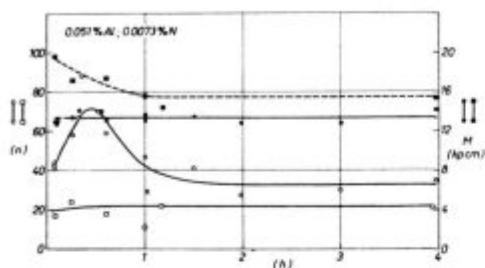
To pomeni, da prenese jeklo, ki je bilo brez izločkov v začetku deformacije, največjo deformacijo, preden se sproži proces dinamične rekristalizacije, najmanjšo pa avstenit, ki ima relativno največje izločke AlN. Kaže torej, da pri približno enaki količini AlN in približno enaki velikosti kristalnih zrn avstenit lahko prenese tem večjo deformacijo, preden se sproži dinamična rekristalizacija, čim bolj drobni so izločki AlN. To je razumljivo, saj smo že prej ugotovili, da predstavljajo izločki tem večjo oviro za dinamično rekristalizacijo avstenita, čim manjši so.

3.5 Vpliv izotermnega zadrževanja jekla pri 1000°C na deformabilnost avstenita

Podaljšanje izotermnega zadrževanja jekla, ki je bilo neposredno ohlajeno s topilne temperature, oz. po gašenju s topilne temperature ponovno ogreto na temperaturo deformacije, omogoča, da se izvrši precipitacija AlN. Hitrost te precipitacije pa je v obeh primerih zelo različna, kar se jasno vidi na sl. 4. To se odraža tudi v deformacijski sposobnosti avstenita (sl. 26).

V jeklu, ki je bilo ogreto na temperaturo deformacije 1000°C, po gašenju s topilne temperature doseže deformacijska sposobnost kmalu po začetku ogrevanja neko določeno vrednost, ki se ne spreminja, četudi podaljšamo ogrevanje do 4 ure. Velja torej, da se deformabilnost in odpornost proti

deformaciji spreminjata le, dokler nastaja AlN. Naraščanje velikosti izločkov AlN od povprečno 274 Å po 20-minutnem ogrevanju na povprečno 342 Å po 4-urnem ogrevanju (glej sl. 7 in 8) zaznavno ne spremeni preoblikovalnosti.



Slika 26

Jeklo F. Vpliv izotermnega zadržanja pred začetkom deformacije pri 1000 °C na deformacijo pri prelomu (n) in odpornosti proti deformaciji (M). Različna toplotna obdelava obeh vrst preiskušancev je označena v sliki

Fig. 26

Steel F. Influence of isothermal retaining prior to deformation at 1000 °C on deformation at fracture (n) and maximum deformation resistance (M). Different thermal treatments are indicated in the figure

Jeklo, ki je bilo ohlajeno s topilne temperature na isto temperaturo deformacije 1000 °C, ima v vsem intervalu zadrževanja večjo deformabilnost in manjšo deformacijsko odpornost. Eno in drugo se ujema s tem, kar smo dognali v prejšnji točki te razprave. Odvisnost, ki kaže spremembo deformacijske sposobnosti s časom zadrževanja pri 1000 °C, pa ni enostavna. Deformabilnost narašča, doseže maksimum, nato se zmanjšuje in po eni uri doseže neko konstantno vrednost, ki se praktično ne spremeni več do 4 ur zadržanja.

Z upoštevanjem kinetike izločanja, ki jo prikazuje sl. 4, lahko sklepamo, da je po eni uri zadrževanja nastalo v avstenitu toliko izločkov AlN, da se nadaljevanje izločanja ne odraža več zaznavno na deformabilnosti avstenita, mogoče zato, ker raste količina Al predvsem na račun večanja že obstoječih izločkov. S tem se njihov zavorni učinek na rekristalizacijo ne spreminja. Razlika v deformabilnosti in odpornosti proti deformaciji kaže, da so izločki, ki nastajajo pri neposredni ohladitvi s topilne temperature na temperaturo izločanja, večji kot izločki, ki nastanejo pri isti temperaturi v jeklu, ki je bilo na enako temperaturo izločanja ogreto po gašenju s topilne temperature. To potrjuje sklepanje iz prejšnjih delov te razprave.

Del odvisnosti, v katerem se deformabilnost zmanjšuje s podaljšanjem zadrževanja pred deformacijo, lahko s precejšnjo zanesljivostjo razložimo kot fazo, pri kateri naraščajoča količina izločkov AlN, ki so nastali pred začetkom deformacije, znižuje deformabilnost. Ta ugotovitev je v skladu z ugotovitvami v točki 3.4 te razprave.

Nekoliko presenetljiva, in zato tudi zaenkrat nerazložljiva, je začetna faza do maksimuma, ko

deformabilnost narašča s podaljšanjem zadrževanja pred začetkom deformacije. V tem delu je avstenit v začetku deformacije brez izločkov in prihaja do njihove tvorbe le zaradi deformacije. Zdi se torej, da nastajanje izločkov med deformacijo ali pa njihova rast od začetnih kali do izločkov velikosti, ki jih lahko določimo s kemično analizo, povečuje deformabilnost. Ta hipoteza je v nasprotju z vplivom izločkov, ki imajo zadostno velikost, da jih je mogoče identificirati, o čemer smo razpravljali v točki 3.4. Ne smemo pozabiti, da začetek precipitacije AlN iz avstenita povzroči pospešeno dinamično popravo avstenita. Velja torej, da ni jasna medsebojna odvisnost med deformabilnostjo avstenita in razpadom trdne raztopine AlN v avstenitu v fazi, ko s sedanjimi postopki kemične analize prisotnosti AlN izločkov ne moremo opredeliti. Ta pojav se kaže le pri torzijskem deformacijskem preizkusu in nima vpliva na dogajanja pri tehnoloških pogojih predelave jekel.

Viri:

1. F. Vodopivec in J. Megušar: Rudarsko-Metalurški Zbornik, 1964, št. 3, 297—303
2. F. Vodopivec, L. Kosec in A. Kveder: Rudarsko-Metalurški Zbornik, 1969, št. 1, 13—24
3. C. S. Darken, R. P. Smith in E. W. Filler: Journal of Metals, 12, 1951, št. 12, 1174—1179
4. M. Horgas, I. Bošnjak, Z. Horgas in F. Mujezinović: Poročilo Metalurškega inštituta Hasan Brkić, Zenica, 1975
5. M. Mayhofer: Berg und Hüttemännische Monatshefte 120, št. 7, 312—321
6. T. Gladmann, I. D. McIvor in F. B. Pickering: Journal of ISI 210, 1972, št. 5, 380—390
7. H. F. Beechly: Anal. Chemistry 21, 1949, št. 12
8. F. Vodopivec, J. Arh in A. Osojnik: Rudarsko-Metalurški Zbornik, 1970, št. 4, 433—444
9. P. König, W. Scholz in H. Ulmer: A. Eisenhüttenwesen 32, 1961, št. 8, 541—556
10. K. J. Irvine, F. B. Pickering in T. Gladmann: JISI 205, 1967, št. 2, 161—182
11. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: Härterei-Technische-Mitteilungen 31, 1976, št. 4, 183—186
12. F. Vodopivec: JISI 210, 1972, 664—665
13. T. Gladmann in F. B. Pickering: JISI 205, 1967, št. 6, 653—667
14. F. Vodopivec: Metals Technology 1, 1974, št. 3, 151—152
15. H. P. Stüwe: ISI Publication 108, 1968, 1—6
16. R. A. P. Djajić in J. J. Jonas: JISI 210, 1972, 256—261
17. A. Le Bon, J. Rofes Vernis in C. Rossard: Mem. Scient. Rev. Metallurgie 70, 1973, št. 7/8, 577—588
18. H. J. McQueen: Journal of Metals 28, 1968, št. 4, 31—38
19. F. Vodopivec: Journal of Material Science 10, 1975, 1082—1083
20. F. Vodopivec: Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, št. 41/1971
21. U. Köster: Recrystallisation of metallic materials, dr. Riederer Verlag, Stuttgart, 1971, 215—255
22. J. Arh in F. Vodopivec: Železarski Zbornik 4, 1970, št. 4, 259—264
23. W. Dahl in H. Hengstenberg: A. Eisenhüttenwesen 34, 1964, 1123—1132

24. P. Opel in S. Wagner: A. Eisenhüttenwesen 34, 1964, 1133—1141
25. P. Portevin: Thèse, Université de Paris, 1962
26. F. Vodopivec in M. Torkar: Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, št. 494/1976
27. Y. Ohtakawa, T. Nakamura in S. Sakui: Transactions ISIJ 12, 1972, 207—216
28. Y. Ohtakawa, T. Nakamura in S. Sakui: Transactions ISIJ 12, 1972, 36—44
29. H. Hasebe: Tetsu-to-Hagane Overseas 3, št. 3, 1963, 205 do 213
30. I. Kubik, A. Legat in R. Mitsche: Radex-Rundschau, 1961, št. 6, 739—754
31. A. Kveder: Zelezarski Zbornik 4, 1970, št. 4, 167—178
32. F. A. Hultgren: Blast Furnace and Steel Plant 56, 1958, št. 2, 149—156
33. F. E. White in C. Rossard: ISI Publication 108, 14—20
34. E. Hornbogen: Praktische Metallographie 7, 1970, 349 do 360
35. F. Vodopivec: Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani št. 185/1974

ZUSAMMENFASSUNG

Beim Erwärmen von Stahl vor der Warmverformung wird ein grosser Teil des AlN im Austenit gelöst. Beim Abkühlen scheidet es aus der harten Lösung mit einer grossen Hysterese als Folge der langsamen Keimbildung. Die Bildung von AlN ist langsam auch bei langsamer Abkühlung im Ofen. Viel schneller ist die Bildung von AlN im Stahl, welcher aus der Lösungstemperatur auf die Zimmertemperatur abgekühlt und danach wieder auf die Ausscheidungstemperatur erwärmt worden ist. Bei der Warmverformung des Stahles durch das Walzen steigt die Menge von AlN im Stahl sprunghaft und wenn dann die Folgen der Warmverformung im Austenit entfernt sind, verläuft die weitere Bildung von AlN gleich im verformten wie auch in unverformtem Stahl. Die Menge an AlN welche bei der einmaligen Warmverformung des Stahles durch das Walzen entsteht, ist verhältnismässig klein. Eine Verdrehungsbeanspruchung beschleunigt die Bildung von AlN, wobei die Verformungsmenge und die Verformungsgeschwindigkeit ohne wesentlichen Einfluss sind. Die Temperatur der Verdrehungsbeanspruchung beeinflusst die AlN Menge, welche bei dieser Verformung entsteht nur unwesentlich. Die dynamische Austeniterholung, die bei der Verdrehungsbeanspruchung vor dem Anfang der dynamischen Rekristallisation verläuft, ist langsamer, und wird bei einer kleiner Schubspannung im Austenit ausgelöst, in welchem vor der Verformung AlN in fester Lösung ist, als im Austenit, in welchem AlN fein ausgeschieden ist. Die

Aktivierungsenergie für die dynamische Erholung beträgt 69 kcal/Mol, abgesehen davon, ob AlN im Austenit vor dem Beginn der Verformung ausgeschieden oder in fester Lösung war.

Die Verformungsfähigkeit des Austenites ist grösser und der Verformungswiderstand kleiner wenn am Anfang der Verformung AlN im Austenit in fester Lösung und nicht ausgeschieden ist. Die AlN Ausscheidungen vergrössern den Verformungswiderstand des Austenites und vermeiden die Verformungsfähigkeit um so mehr je kleiner sie sind. Die Aktivierungsenergie für die stationäre Verdrehverformung des Austenites ist unabhängig von der Form des anwesenden AlN im Stahl und beträgt 72,5 kcal/mol. Das bedeutet, dass es in der Phase der dynamischen Rekristallisation, wie in der Phase der dynamischen Erholung der Diffusionsfähigkeit der Gitterlücken im Austenit den Erweichungsprozess des Stahles regelt.

Die Verformungsfähigkeit und die Bruchverformung steigen ähnlich mit der Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit. Ungeachtet den Einfluss des AlN, behält der Austenit eine genügende Plastizität. Die Behauptung, dass es beim Walzen der beruhigten Stähle infolge des unmittelbaren Einflusses von AlN auf die Verformbarkeit des Stahles zum Reißen der Blockoberfläche kommt, ist deshalb nicht berechtigt.

SUMMARY

During soaking of steel the majority of AlN is brought in solid solution in austenite. During cooling AlN precipitates from austenite with one considerable hysteresis because of slow nucleation. AlN precipitation is slow also during furnace cooling of steel. Much higher is the precipitation rate in steel cooled from solution to ambient temperature and reheated to precipitation temperature. At rolling deformation one step like increase in AlN content in steel takes place, but when strain consequences are eliminated from steel precipitation rate is the same in deformed and in undeformed steel. The quantity of AlN formed at one step rolling deformation of steel is relatively small. Torsional deformation enhances AlN formation, deformation rate and quantity are without important influence on AlN precipitation. Temperature of torsional deformation is without discernible influence of AlN quantity precipitated at equal deformation. Dynamical recovery before dynamical recrystallisation is slower and starts at smaller shear stress in austenite with AlN in solid solution at deformation start than in austenite with

AlN in precipitates. Activation energy for deformation is 69 Kcal/mole independently of the form of presence of AlN in steel at deformation start, solid solution in austenite or precipitates.

Austenite deformability is higher and resistance to deformation lower if AlN is in solid solution in austenite at deformation start than if AlN is in precipitates. These decrease austenite deformability and increase its deformation resistance the more, the smaller is their size. Activation energy for stationary torsional deformation of austenite is 72,5 kcal/mole and it is independent from the form of presence of AlN in steel. Consequently vacancy diffusion is controlling the steel softening during dynamical recovery and dynamical recrystallisation. Deformability and fracture deformation increase in similar way with the increasing strain rate. In spite of AlN influence austenite deformability remains high and therefore surface tearing of Al killed steels ingots could not be attributed to direct influence of AlN on steel deformability.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При нагреве стали до горячей обработки большая часть ААН растворяется в аустените. При охлаждении выделяется из твердого раствора с большим гистерезисом как следствие медленной нуклеации. Медленное образование ААН наступает также при медленном охлаждении в печи. Образование ААН в стали происходит гораздо быстрее при охлаждении нагретой стали на компактную т-ру с последующим вторичном нагреве до т-ры выделения. При деформации стали прокаткой количество ААН резко увеличивается, но когда вследствие деформации из аустенита элиминированы, образование ААН продолжается одинаково без изменения в деформированной как и при недеформированной стали. Количество ААН, которое образуется при однократной горячей деформации стали при прокатки сравнительно незначительно. Деформация при кручении ускоряет образование ААН, причем объем деформации и ее быстрота не оказывают существенного влияния. При деформации кручением т-ра весьма незначительно влияет на количество ААН, которое получается при одинаковой деформации. Динамическое улучшение аустенита, которое наступает при деформации кручением до начала динамической рекристаллизации более медленная и возникает при незначительном напряжении на сдвиг в аустените, в котором ААН уже до

деформации в твердом растворе, в сравнении с аустенитом в котором ААН в мелких выделениях. Энергия активации для динамического улучшения составляет 69 ккал/моль несмотря на то, находился ли ААН в аустените до начала деформации в форме выделений или в твердом растворе.

Способность аустенита к деформации лучше а сопротивление меньше, если при начале процесса преобразования ААН в аустените в твердом растворе а не в форме выделений.

Выделения тем более повышают сопротивление к деформации аустенита и уменьшают его деформируемость, чем они меньше. Энергия активации при стационарной деформации аустенита кручением независима от способа наличия ААН в стали и составляет 72,5 ккал/моль. Это указывает, что процесс размягчения стали контролирует вакансии в решетке аустенита не только в фазе динамической рекристаллизации, но также в фазе динамического улучшения. Способность к деформации и деформация при разрыве повышаются таким же образом при повышении быстроты преобразования. Несмотря на влияние ААН, сохраняет аустенит довольно высокую пластичность и, поэтому, мнение, что при прокатки успокоенной стали образуются трещины на поверхности проката, неоснованно.

Posebnosti domačih jekel za hladno masivno preoblikovanje

UDK: 669.14.018.265
ASM/SLA: CNg, CNm

Karel Kuzman, A. Razinger

V Železarni Jesenice smo razvili štiri vrste jekel za hladno masivno preoblikovanje, in to: maloogljični jekli z nizkim Si — JMP 10 in JMP 15 ter nizkolegirani jekli za cementacijo JMP 60 Cr in in JMP 80 MnCr. Lastnosti jekel, ki zagotavljajo ustrežno kvaliteto, so predpisane v okviru posebnih dobavno prevzemnih pogojev.

Na osnovi rezultatov preiskav plastičnosti jekla so bile v okviru opisanih preiskav izdelane mejne krivulje tečenja za vsa štiri JMP jekla. Te krivulje so osnova za izračun preoblikovalnih postopkov na bazi teh jekel in za ocenjevanje dosežene kvalitete jekel. Zahtevana kvaliteta jekla je bila potrjena tudi s tehnološkim preiskusom s protismernim iztiskovanjem.

1. Uvod

Za potrebe domače predelovalne industrije smo v železarni Jesenice v tesnem sodelovanju z uporabniki jekel razvili takšen kvalitetni asortiment jekel za hladno masivno preoblikovanje, ki naj bi vsaj v prvi fazi zadovoljil potrebe naglo se razvijajoče tehnologije oblikovanja strojnih delov s hladnim masivnim preoblikovanjem.

S standardno tehnologijo izdelave in predelave jekel ter s standardnimi kvalitetami ni mogoče zadostiti zahtevam, ki jih obravnavana tehnologija postavlja jeklom za hladno preoblikovanje. Jeklo mora biti sposobno za velike trajne deformacije in imeti čim manjši preoblikovalni odpor, ne da bi se kjerkoli po volumnu in površini oblikovancev pojavile lokalne porušitve. V ta namen so bile razvite posebne tehnologije za izdelavo jekel, raz-

vijajo se nove kvalitete jekel. Razvoj ustreznih kvalitet jekel se mora tretirati kot sestavni del razvoja tehnologije masivnega preoblikovanja v hladnem, pri čemer pa je sodelovanje med proizvajalci in uporabniki jekel odločilnega pomena.

Jekla za hladno masivno preoblikovanje pri nas niso standardizirana. Zaradi posebnih zahtev po kvaliteti jekla, ki presegajo zahteve JUS, so zagotovljene lastnosti teh jekel predpisane v internih standardih, ki so rezultat dogovora med proizvajalcem in uporabnikom jekla. Z internimi standardi zagotavlja proizvajalec jekla uporabnikom v prvi vrsti stalnost kvalitete, z zagotovljenimi mejnimi krivuljami tečenja pa osnovo za izračun preoblikovalnih sil in s tem za pravilno dimenzioniranje preoblikovalnih postopkov.

2. Nekatere metalurške značilnosti JMP jekel

Razvoja kvalitete jekel za hladno masivno preoblikovanje smo se v železarni Jesenice lotili tako, da smo preiskali preoblikovalne lastnosti vseh za hladno masivno preoblikovanje zanimivih jekel iz rednega proizvodnega programa železarne Jesenice^{1,4}. Spoznanje, da je pri maloogljičnih in nizkolegiranih jeklih mogoče graditi na že osvojenih kvalitetah, predvsem v smeri izboljšanja stalnosti kvalitete, homogenosti jekla ter optimizaciji trdnostnih lastnosti in mikrostrukture, se je odrazilo v razvijanju štirih plemenitih jekel vrste JMP (jekla za masivno preoblikovanje).

V tabeli 1 so navedene njihove oznake in zagotovljene osnovne kemične sestave.

Tabela 1: Vrste jekel in kemične sestave

Oznaka jekel Z. J.	Podobno jeklo po JUS	Količina elementov (%)				
		C	Si	Mn	Cr	Al
JMP 10	Č 1121	0.06 0.12	max. 0.15	0.25 0.50	max. 0.12	0.25 0.50
JMP 15	Č 1221	0.14 0.18	max. 0.15	0.25 0.50	max. 0.12	0.25 0.50
JMP 60 Cr	Č 4120	0.12 0.18	0.20 0.30	0.40 0.50	0.50 0.70	0.15 0.25
JMP 80 MnCr	Č 4320	0.14 0.19	0.20 0.30	1.00 1.20	0.80 1.00	0.15 0.25

mr. Karel Kuzman, dipl. ing. stroj., UNIOR — Kovaška industrija Zreče

mr. Anton Razinger, dipl. ing. met., Železarna Jesenice, RO

Jekla izdelujejo v SM pečeh po optimalnem tehnološkem postopku, ki zagotavlja: nizko vsebnost spremljajočih elementov in nečistoč, homo-

genost v makro in mikrostrukturi jekla, visoko čistočo v pogledu vsebnosti nemetalnih vključkov in drobno zrno.

Za doseganje stalnosti kvalitete jekla je potrebna stroga kontrola v vseh fazah izdelave in

vlivanja jekla. Homogenost jekla se ugotavlja na polfabrikatih z UZ metodo, posebno stroga pa je kontrola kvalitete površine.

Metalurške značilnosti jekel JMP so prikazane v naslednjih tabelah:

Tabela 2: Značilna šaržna analiza in analiza vzorca

Oznaka jekla	Šarža		C	Si	Mn	Vsebnost elementov %						Nppm
						P	S	Cr	Al	Cu	Sn	
JMP 10	SM	S	0.10	0.02	0.40	0.010	0.025	0.04	0.041	0.13	0.010	50
	02 3791	V	0.11	0.02	0.41	0.008	0.028	0.04	0.058	0.10	0.008	
JMP 15	SM	S	0.14	0.05	0.41	0.012	0.016	0.06	0.046	0.14	0.012	45
	04 2252	V	0.15	0.04	0.44	0.012	0.016	0.06	0.051	0.15	0.011	
JMP 60 Cr	SM	S	0.14	0.26	0.46	0.012	0.034	0.60	0.033	0.16	0.013	44
	02 3782	V	0.15	0.24	0.45	0.008	0.037	0.61	0.039	0.15	0.011	
JMP 80 MnCr	EL	S	0.16	0.19	1.15	0.016	0.011	0.88	0.020	0.24	0.017	104
	10 3277	V	0.15	0.20	1.19	0.015	0.012	0.88	0.031	0.26	0.016	

Tabela 3: Velikost primarnega zrna in čistoča jekla

Oznaka jekla	Šarža	Zrno N° ASTM 1)		Čistoča po sk. JK		skup.
		prim.	sec.	A + C	B + D	
JMP 10	02 3791	6—7	6—8	1.36	1.80	3.16
JMP 15	04 2252	6—8	6—8	1.32	1.80	3.12
JMP 60 Cr	02 3782	7—8	7—8	1.32	1.60	2.92
JMP 80 MnCr	10 3277	7—9	6—8	1.36	2.80	4.16

Op 1: ocenjeno po oksidacijski metodi

Natančnost dimenzije in odsotnost površinskih napak na vložku za hladno masivno preoblikovanje sta zahtevi, ki ju moramo zelo razumno obravnavati, saj sta si v tem pogledu proizvajalec in uporabnik jekla največkrat najbolj vsaksebi.

Zahtevane ozke dimenzijske tolerance in gladkost površine palic in žice dosežemo s hladnim vlečenjem jekla. Z ustrežno obliko mikrostrukture jekla in utrditvijo zaradi hladne deformacije ($\epsilon = 10$ do 20 %) dobi jeklo tudi potrebno obdelovalnost, oziroma lomljivost. Dobavno stanje obravnavanih vrst jekel JMP je torej **normalizirano — hladno vlečeno**.

Trdota jekla v dobavnem stanju ter dosežena trdnost in trdota v mehko žarjenem stanju so prikazane v tabeli 4.

Možnosti, da bi v procesu hladnega masivnega preoblikovanja uporabili jeklo s toplo valjano površino, so v naših pogojih zelo omejene, vsekakor pa je to pot, ki omogoča določeno pocenitev postopka.

Zahteva po popolni odsotnosti vsakršnih površinskih defektov, ki jo zelo pogosto pogojujejo uporabniki jekel, je absurdna, saj bi dosledna izpolnitev take zahteve vodila k močno povečanim materialnim stroškom. Problemu ti. kritičnih raz-

Tabela 4: Trdota in trdnost jekla v dobavnem in žarjenem stanju¹

Oznaka jekla	Šarža	Dobavno stanje				Mehko žarjeno stanje			
		HB max. kp/mm ²	HB kp/mm ²	HB max. kp/mm ²	HB kp/mm ²	σ_m N/mm ²	σ_v N/mm ²	δ_5 %	ψ %
JMP 10	02 3791	140	139	120	108	361.0	258.0	30.8	75.5
JMP 15	04 2252	150	143	130	115	388.4	281.5	39.6	75.8
JMP 60 Cr	02 3782	190	186	140	124	428.7	293.3	28.3	77.8
JMP 80 MnCr	10 3277	210	210	160	159	494.4	340.4	25.0	76.4

¹ Navedena je srednja vrednost 10 meritev

pok zato posvečamo veliko pozornost. Dokazano je, da je kritična globina defekta, kjer se začne med deformacijo odpiranje razpoke, odvisna od rezultirajočega napetostnega stanja ter plastičnosti jekla.¹⁶ Čim večja je plastičnost jekla, tem večja je kritična globina razpok. Ob prisotnosti plitvih razpok pride do porušitve takrat, kadar lega defekta sovpada z maksimalnimi napetostmi v materialu. S stališča porušitve materiala sta torej pomembni oblika in smer razpoke. Popolnoma nenevarne so se v večini primerov pokazale mehanske odrgnine in plitvi risi, ki potekajo vzdolž osi palic in žice. Pri vseh oblikah deformacije pa so nevarne razpoke, ki ležijo prečno na smer valjanja. Ker se torej napakam na površini surovcev, kljub še tako strogi kontroli procesa izdelave in predelave jekla, ni mogoče popolnoma izogniti, je dolžnost proizvajalca jekla, da z ostalimi ukrepi doseže maksimalno možno plastičnost jekla.

Tehnologija hladnega masivnega preoblikovanja izpodriva tehnologijo oblikovanja z odrezovanjem v osnovi pri materialnih stroških. Doseženi ekonomski efekt pa lahko izgine, če so v jeklu prisotne napake, ki povzročajo visok odpadek gotovih izdelkov in lome orodij. Ekonomika postopka temelji tudi na visoki storilnosti, zato ni mogoče nadomestiti izgubljenega časa, če se rešujejo še materialni problemi.

V mnogih primerih je za doseganje končne oblike obdelovanca potrebno po plastičnem preoblikovanju še oblikovanje z odrezovanjem. S hladnim preoblikovanjem ne poslabšamo obdelovalnosti, bistveno izboljšamo pa je tudi ne. Iz čisto metalurškega vidika so v tem pogledu možnosti za izboljšanje obdelovalnosti zelo omejene, saj sta si zahtevi po dobri plastičnosti in dobri obdelovalnosti nasprotujoči. Določene možnosti v tem primeru daje legiranje jekel s svincem in kontrolirana dezoksidacija jekla s kompleksnimi dezoksidanti.¹⁹

Drugo področje, kjer je potrebno tesno sodelovanje uporabnikov in proizvajalcev, pa zadeva način rekristalizacijskega žarjenja jekel. Ker se jeklo med hladnim preoblikovanjem utrjuje, ga je potrebno pred posameznimi deformacijami omehčati z žarjenjem. Poznavanje kinetike rekristalizacijskega žarjenja posameznih vrst jekel je pomembno za projektiranje procesa hladnega masivnega preoblikovanja, za plasiranje najmanjšega

potrebnega števila vmesnih žarjenj. To je tudi pot, da se izognemo ti. kritičnim deformacijam.

S posebno raziskovalno nalogo¹⁷ smo ugotovili, kako se ta jekla rekristalizirajo, kako je kinetika rekristalizacije odvisna od temperature, stopnje deformacije, načina segrevanja in kakšne so rekristalizacijske strukture. Navajamo nekaj najbolj pomembnih podatkov, ki naj služijo kot vodilo uporabnikom jekel.

Po kritični deformaciji in žarjenju v temperaturnem območju 650° do 700° C dobimo sorazmerno grobo kristalno zrno le pri maloogljicnih nelegiranih jeklih JMP 10 in JMP 15. Nizkolegirani jekli JMP 60 Cr in JMP 80 MnCr pa pri majhnih deformacijah nepopolno rekristalizirata. V splošnem pa so pri obravnavanih jeklih JMP kristalna zrna vedno manjša od razreda 8 N° ASTM. Za vsa JMP jekla priporočamo rekristalizacijsko žarjenje v temperaturnem območju 650° do 700° C. Čas žarjenja mora biti dovolj dolg, da se rekristalizirajo tudi področja z manjšo stopnjo deformacije in da se omehčajo tudi tista področja v preoblikovancih, ki zaradi podkritične deformacije ne rekristalizirajo. Žarjenje nad A_{c1} (800° C) nima nobenih prednosti, pri jeklu JMP 80 MnCr pa je zaradi nastanka prehodnih struktur še posebej nepriporočljivo.

S posebno raziskovalno nalogo¹⁸ smo preiskali tudi vpliv različnih oblik makrostruktur, ki nastanejo po rekristalizacijskem žarjenju jekel JMP v odvisnosti od stopnje deformacije na preoblikovalnost v hladnem.

3. Krivulje plastičnosti

Na področju hladnega masivnega preoblikovanja dobiva krivulja plastičnosti končno le tisto mesto, ki ga ima v tehnično razvitem svetu že dalj časa.

Za direktno računanje preoblikovalnih sil rabi- mo krivulje plastičnosti, ki popisujejo odvisnost deformacijske trdnosti ne le od primerjalne logaritmične deformacije, temveč tudi od hitrosti deformacije in temperature. Torej opisuje napetosti tečenja določenega materiala funkcija treh spremenljivk, ki je po svoji obliki zelo komplicirana in bi jo zaradi več parcijalnih ekstremov analitično izredno težko opisali. Prav tako zahteva določitev te funkcije dobro laboratorijsko opremo.

Tabela 5: Spodnja temperatura rekristalizacije in kritične deformacije jekel JMP

Oznaka jekla	Sp. rekrist. temp. C		Kritične deformacije (%)		
	ϵ_r pod 50 %	ϵ_r nad 50 %	600 °C	650 °C	700 °C
JMP 10					
JMP 15	625	575	27 do 45	15	13
JMP 60 Cr			33 do 55	20 do 40	12 do 30
JMP 80 MnCr	650	600	40 do nad 100	25 do 40	17 do 30

Za neposredno prakso je dovolj dobra funkcijska odvisnost napetosti tečenja od ene same spremenljivke, to je od stopnje deformacije. Ker se vnaprej dogovorimo, da jo bomo ugotavljali s prekinjevanjem (diskontinuirnim) tlačnim preizkusom, je temperatura preizkušanca konstantna in enaka temperaturi okolice. Diskontinuirne izotermne tlačne preizkuse lahko opravljamo na standardnih laboratorijskih preizkuševalnih strojih, ki so v bistvu hidravlične preše z registracijo deformacije in sile. Zato so preoblikovalne hitrosti manjše od $0,5 \text{ mm sek}^{-1}$ in hitrosti deformacije, ki so odvisne od velikosti preizkušanca, manjše od $0,1 \text{ sek}^{-1}$. Diskontinuirni tlačni preizkus poteka torej pod pogoji, ki v praksi nikoli ne nastopajo, zato iz njega dobljene krivulje plastičnosti niso primerne za natančno računanje preoblikovalnih sil.

Izotermna krivulja plastičnosti, ugotovljena s pomočjo diskontinuirnega tlačnega preizkusa, je torej uporabna le za grobe izračune preoblikovalnih postopkov. Njena najpomembnejša naloga pa je, da služi kot dogovorjeni preizkus za ocenjevanje preoblikovalnih lastnosti materialov.

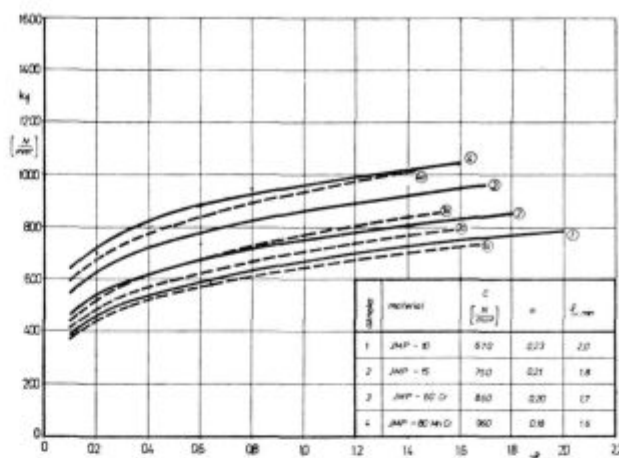
Ob začetku naše raziskave smo za vse obravnavane materiale opravili diskontinuirne tlačne preizkuse. Parametri dobljenih krivulj plastičnosti so naslednji:

Oznaka jekla	Šarža	C*		
		$\left[\frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \right]$	n	$\varphi_{v, \max}$
JMP 10	02 3791	641,76	0,239	1,68
JMP 15	04 2252	702,49	0,232	1,58
JMP 60 Cr	02 3782	767,07	0,245	1,52
JMP 80 MnCr	10 3277	930,85	0,199	1,37

Vsi preizkušanci so dosegli velike deformacije, toda njihove preoblikovalne sposobnosti so bile v resnici še večje, a jih zaradi prešibkega preizkuševalnega stroja žal nismo mogli potrditi.

Dobljene krivulje plastičnosti smo nato kritično primerjali s podatki naših predhodnih raziskav^{1, 2} in tuje literature.^{3, 4, 5, 6, 7, 8} Na podlagi tega smo izdelali krivulje plastičnosti, prikazane na sliki 1. Te krivulje predstavljajo mejne vrednosti, ki naj bi jih vsebovali prevzemni pogoji za obravnavane kvalitete jekel. Z njimi bi proizvajalec jekla jamčil, da ob pravilnem postopku sferoidizacijskega žarjenja in ob dogovorjeni izvedbi tlačnega preizkusa ne bomo dobili krivulje plastičnosti, ki bi ležala višje od podane in ki se zaradi razpok na vzorcih ne bi končala prej, kot bi dosegli $\varphi_{v, \min}$

* V zadnjem času je prišlo do sprememb pri označevanju karakterističnih vrednosti krivulje plastičnosti. Tako s k_{10} označujemo začetek krivulje plastičnosti, torej je pri $\sigma_v = 0$ $k_t = k_{10}$, in je tako tudi $k_{10} = \sigma_v$. Konstanta materiala C pa je vrednost deformacijske trdnosti $C = k_t$, ko je $\sigma_v = 1$.



Slika 1
Krivulje plastičnosti raziskovanih materialov (1a, 2a, 3a, 4a) in predlog mejnih vrednosti preoblikovalnih parametrov za cementacijska JMP jekla

Fig. 1
Yield curves of the investigated materials (1a, 2a, 3a, and 4a) and the proposal of the limiting values for working parameters for JMP steel for cementation

Ob primerjavi raziskovanih šarž s temi mejnimi krivuljami vidimo, da vse ležijo precej nižje. To pa predstavlja rezervo za tehnološka nihanja pri proizvodnji jekla.

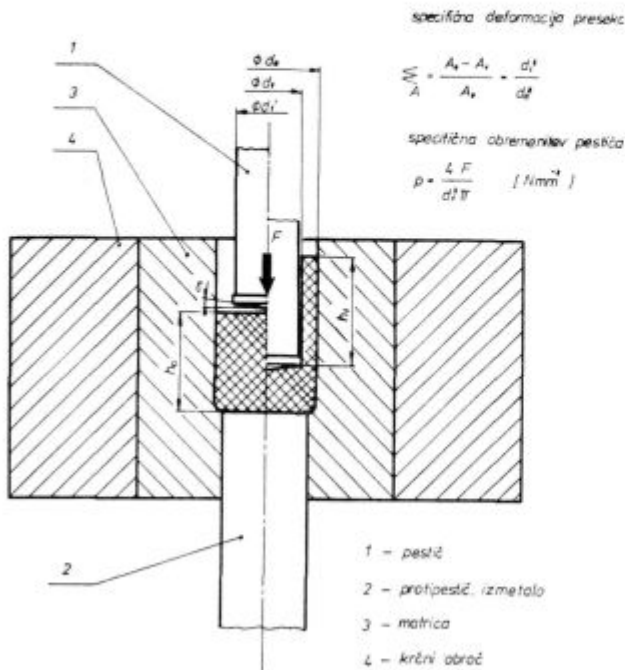
4. IZBIRA TEHNOLOŠKEGA PREIZKUSA

Na novo razvite materiale je treba vedno tudi tehnološko preizkusiti. Odločili smo se za preizkus protismernega iztiskovanja, in to iz dveh glavnih razlogov:

a) S protismernim iztiskovanjem se v Unior — Zreče že najdalj časa ukvarjamo, tu smo si pridobili še največ izkušenj;

b) Protismerno iztiskovanje povzroča v vseh primerih ekstremalne obremenitve orodij, zato je v neposredni proizvodnji vedno prisotna težnja, kako bi pritiske na orodja čim bolj zmanjšali.

Protismerno iztiskovanje (slika 2) je nestacionaren tehnološki proces, torej se napetostna, temperaturna, hitrostna in deformacijska polja v obdelavancu stalno spreminjajo, od prvega kontakta z orodjem pa do tedaj, ko je pestič dosegel končno globino h_f . Zaradi tega dejstva trenutno še niso našli dovolj zanesljive analitične metode, ki bi opisovala vsa dogajanja pri iztiskovanju in na podlagi katere bi izračunali potek preoblikovane sile. Prav tako verjetno še ne poznamo vseh dejavnikov, ki vplivajo na ta proces, za znane pa ne poznamo velikosti njihovih vplivov. Zato pride v praksi čestokrat do napačnih zaključkov, ko trdimo, da je do tehnoloških težav ali poškodb orodij prišlo zaradi tega in tega vpliva, resnica pa je čisto drugačna.



Slika 2

Princip protismernega iztiskovanja

Fig. 2

The principle of the countercurrent extrusion

Če si torej zadamo nalogo, da s preizkusom ocenimo lastnosti preoblikovanega materiala, moramo najprej naštet i in analizirati najpomembnejše znane vplivne dejavnike.

4.1. Geometrijske veličine obdelovanca

4.1.1. Specifična deformacija prereza (Σ_A)

Ime postopka pove, da material teče proti smeri gibanja pestiča. Preoblikovalna sila je tem večja, čim večja je deformacija prereza. Toda z naraščanjem deformacije narašča tudi presek pestiča, ki prenaša to silo. Zato je potrebno izračunati specifično obremenitev pestiča, pritisk p.

Pritisk p narašča z naraščanjem deformacije prereza, ker se zaradi preoblikovanja v hladnem material utrjuje. Pritisk pa narašča tudi z manjšanjem deformacije, ker moramo z vedno manjšim pestičem spravljati v gibanje skoraj celotno maso obdelovanca. Minimalne obremenitve pestiča dosežemo pri neki srednji, optimalni deformaciji, ki znaša okoli $\Sigma_A = 50\%$.

Tehnološko dopustne deformacije so torej znotraj področja:⁹

$\Sigma_{A, \min} = 0,10 \text{ do } 0,35\%$

$\Sigma_{A, \max} = 0,60 \text{ do } 0,75\%$

4.1.2. Vtiskovalno razmerje (h_1/d_1)

Ob tem, ko pestič prodira vedno globlje v obdelovanec, sila bistveno ne narašča, zato bi s stališča pritiskov na pestič lahko prešli zelo globoke luknje. Toda med iztiskovanjem postaja mazalni sloj pod čelom pestiča vedno tanjši. Če se sloj prekine, pride do neposrednega stika dveh kovin, do hladnega navarjanja.

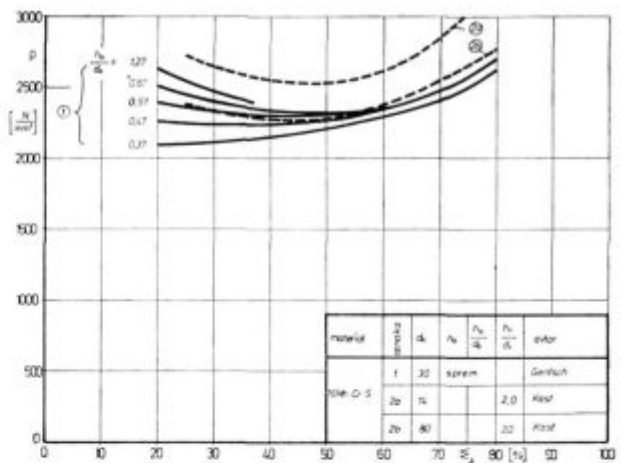
Po znanih podatkih prenese dober fosfatni sloj z ustreznim mazivom 15 do 17-kratno stanjšanje. Iz tega lahko izračunamo, da vtiskovalno razmerje h_1/d_1 ne sme biti večje od 3,5 do 4.

4.1.3. Velikost obdelovanca (d_0, A_0)

Ze dalj časa smo ali so ugotavljali, da na preoblikovalne pritiske vpliva tudi absolutna velikost obdelovanca. Najbolje je to z eksperimenti pojasnil Kast,¹⁰ ki je dokazal, da je specifični pritisk na pestič tem večji, čim manjši je obdelovanec.

4.1.4. Relativna višina obdelovanca (h_0/d_0)

Preoblikovalni pritiski so tem manjši, čim bolj ploščat je obdelovanec, torej čim manjša je relativna višina obdelovanca. Z zmanjševanjem deformacije Σ_A pritisk celo pada, če je relativna višina obdelovanca manjša od 0,5. Na sliki 3 je podan



Slika 3

Vpliv velikosti obdelovanca (d_0), relativne višine obdelovanca (h_0/d_0) in specifične deformacije prereza (Σ_A) na specifično obremenitev pestiča (p) pri protismernem iztiskovanju jekla 16 MnCr 5 (C.4320)

Fig. 3

Influence of the size of the working piece (d_0), of its relative height (h_0/d_0) and the specific cross-section deformation (Σ_A) on the specific load of mandrel (p) in countercurrent extrusion of 16 MnCr 5 (C.4320) steel

primer za jeklo 16 MnCr 5 (C.4320), kjer so združeni podatki dveh avtorjev. Prvi podaja vpliv relativne višine obdelovanca, drugi pa vpliv velikosti obdelovanca na specifično obremenitev pestiča.

4.2. Hitrost preoblikovanja

Hitrost preoblikovanja vpliva na specifični preoblikovalni pritisk, toda povezana je z nekaterimi drugimi dejavniki. Tako je hitrost pestiča konstantna le pri hidravličnih prešah, pri vseh vrstah mehanskih preš pa se zvezno zmanjšuje in je ob koncu giba enaka 0.

S hitrostjo orodja je povezana hitrost deformacije, ta pa preko krivulje plastičnosti vpliva na deformacijski odpor in na potrebno preoblikovalno energijo. Odvisne od tega so zato tudi temperature orodij in obdelovancev.

Prav tako je dokazano, da je koeficient trenja (in z njim preoblikovalni pritiski) odvisen od hitrosti preoblikovanja in od temperature v kontaktni ploskvi.

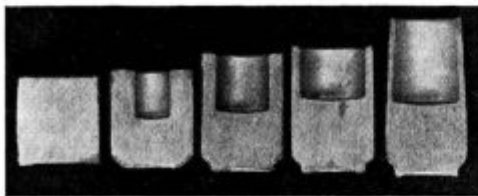
4.3. Oblika pestiča

Na splošno velja, da dosegamo večja vtiskovalna razmerja tedaj, ko je čelo pestiča bolj topo, ker s tem zaviramo odtekanje maziva s ploskve, v katero prodira pestič. Zaradi tega se pa povečujejo preoblikovalni pritiski. Najmanjši pritiski so tedaj, ko je čelo pestiča zaokroženo z $r = 0,5 d_1$, toda tedaj vtiskovalno razmerje ne sme biti večje od ena. Če torej želimo imeti ugodne obremenitve pestiča in velika vtiskovalna razmerja, smo postavljeni pred dve nasprotni zahtevi, ki jih moramo zelo skrbno pretehtati.

Na obremenitev pestiča in na njegovo življenjsko dobo zelo močno vpliva stanje površin na čelu pestiča in na prehodu s kota γ na premer d_1 . Zato pestiče izredno skrbno in enakomerno poliramo, nitriramo, prečni preseki pa so med seboj lahko ekscentrični za največ 0,01 mm in čim bolj pravokotni.

5. NAČRT PREIZKUSOV

Za iztiskovanje smo pripravili dve vrsti preizkusov. Posebej v ta namen smo izdelali orodja, s katerimi je bilo mogoče preizkušance $\varnothing 13 \times 13$ milimetrov prešati z deformacijami preseka $\Sigma_A = 20, 50, 65$ in 80% (slika 4). Na ta način smo



Slika 4

Surovec $\varnothing 13 \times 13$ mm in preizkušanci, prešani s specifičnimi deformacijami preseka $\Sigma_A = 20, 50, 65$ in 80%

Fig. 4

$\varnothing 13 \times 13$ mm blank and the test pieces compressed to specific cross-section deformation of 20, 50, 65, and 80%

želeli določiti vpliv specifične deformacije preseka na deformacijski odpor, oziroma na specifično obremenitev pestiča.

Eksperimentalno orodje smo vpeli v standarden stroj za preizkušanje materialov v laboratoriju za preoblikovanje fakultete za strojništvo v Ljubljani.

Z večjimi preizkušanci ($\varnothing 23,6 \times 23,6$ mm) smo opravili neposredne tehnološke preizkuse v obratu za hladno preoblikovanje kovaške industrije Unior Zreče. Delali smo na hidravlični preši, ki je bistveno hitrejša od preizkuševalnega stroja.

Pri vseh preizkusih smo merili silo na pehalu preše, ne pa direktno silo na pestiču. Zaradi trenja v vodilih preše in orodja so dejanske obremenitve pestiča za nekaj odstotkov nižje od ugotovljenih.

En podatek, ki je bil za potrditev predvidevanj posebno zaželen, pa so nam poslali kolegi iz Iskre Nova Gorica.

Za vsa orodja smo uporabljali jekla Železarnе Ravne, in sicer za pestiče hitrorezo jeklo BRU (Č.9683). Pestiči so bili glede na velikost in obliko poboljšani na 62 do 65 HRc in nitrirani. Matrice so bile iz OCR 12 VM (Č.4850) ali pa iz karbidnih trdin.

Obdelovance smo kemično očistili in fosfatirali s sredstvi kemične tovarne Podnart, za miljenje pa smo uporabili uvoženo milo Bonderlube 234.

6. REZULTATI PREIZKUSOV

Osnovo za ocenjevanje rezultatov protismernega iztiskovanja smo izdelali na podlagi podatkov tujih avtorjev. ^{6, 10, 11, 12} Ko smo zbrane podatke primerjali med seboj, smo ugotovili, da so med njimi dokaj velike razlike. Toda, ker smo v predhodnem študiju ugotovili vso množico vplivnih dejavnikov, nas ta ugotovitev niti ni preveč presenetila. Poleg tega, da so avtorji delali na različnih strojih, pod različnimi pogoji, so delali tudi z različnimi šaržami jekel.

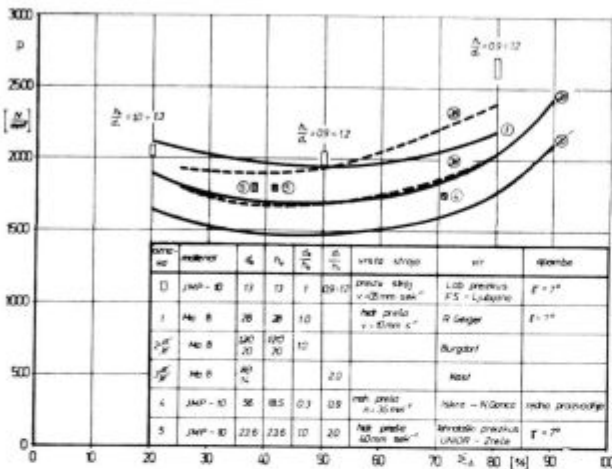
Podatki tujih avtorjev in rezultati naših preizkusov so navedeni v slikah 5, 6, 7 in 8. Iz njih lahko zaključimo naslednje:

1. Najvišje preoblikovalne pritiske smo dosegli pri preizkusih najmanjših preizkušancev in na najbolj počasnem stroju, kar vse potrjuje naša predvidevanja.

2. Tehnološki preizkusi so potekali na večjih preizkušancih in na hitrejšem stroju, zato so rezultati ugodnejši.

3. Zaradi normalne lege podatkov lahko zaključimo, da je bila površinska obdelava surovcev dobro opravljena, prav tako pa so bila orodja pravilno konstruirana in ustrezno končno obdelana.

4. S stališča obremenitev pestiča je najugodnejši podatek iz Nove Gorice (slika 5, primer 4). Obdelovanec je dokaj velik, relativna višina obde-

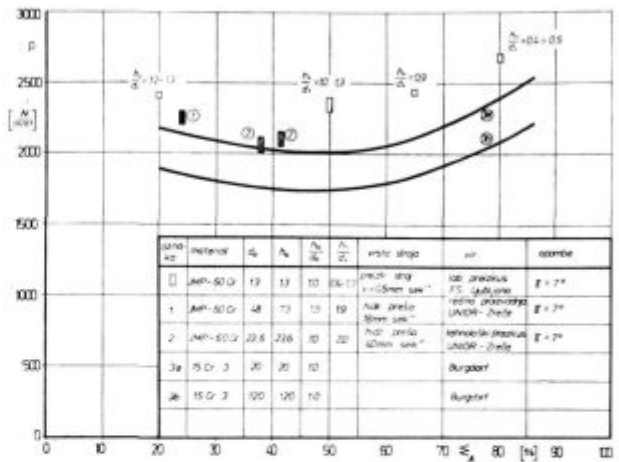


Slika 5

Specifična obremenitev pestiča (p) pri protismernem iztiskovanju jekla JMP-10

Fig. 5

Specific load of the mandrel (p) in countercurrent extrusion of JMP 10 steel

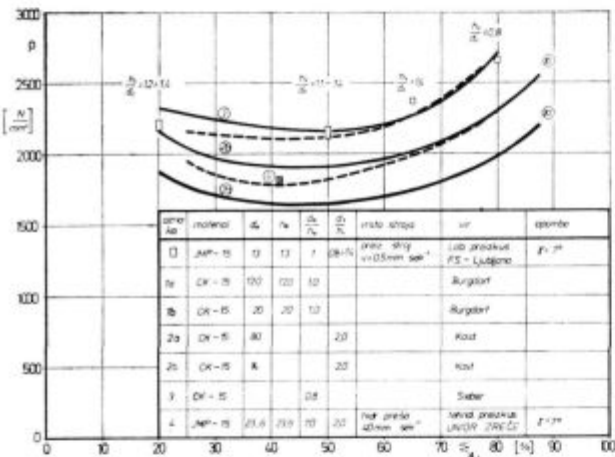


Slika 7

Specifična obremenitev pestiča (p) pri protismernem iztiskovanju jekla JPM-60 Cr

Fig. 7

Specific load of mandrel (p) in countercurrent extrusion of JMP 60 Cr steel

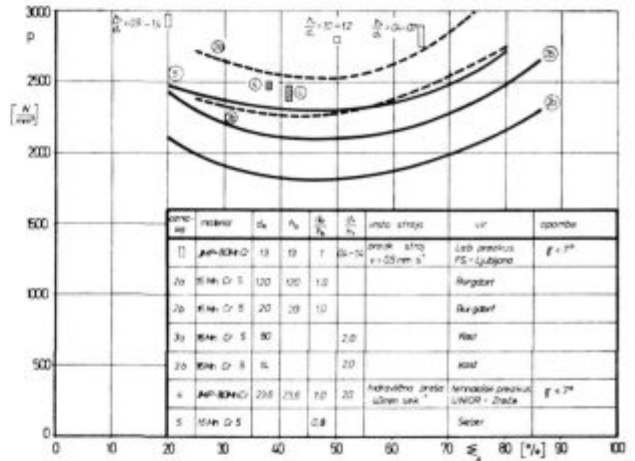


Slika 6

Specifična obremenitev pestiča (p) pri protismernem iztiskovanju jekla JMP-15

Fig. 6

Specific load of mandrel (p) in countercurrent extrusion of JMP 15 steel



Slika 8

Specifična obremenitev pestiča (p) pri protismernem iztiskovanju jekla JMP-80 Mn Cr

Fig. 8

Specific load of mandrel (p) in countercurrent extrusion of JMP 80 Mn Cr steel

lovanca znaša 0,3, iztiskovanje pa poteka na posebni preši, katere kinematika je namensko razvita za to vrsto tehnologije.

5. Jekla JMP-10, JMP-15 in JMP-60 Cr so brez porušitev pri protismernem iztiskovanju prenesla 80 % specifično deformacijo preseka ($\phi_A = 1,6$), jeklo JMP-80 Mn Cr pa 65 % ($\phi_A = 1,05$) in pri tem niso povzročala nenormalno velikih obremenitev orodja. S tem so dosegla normative, ki se po svetu zahtevajo za njim podobna jekla.

Ta zaključna pozitivna ugotovitev velja zaenkrat le za preizkušance, ki so bili izstruženi iz debelejših palic. Za normalno industrijsko predelavo pa se uporabljajo luščene ali hladno vlečene palice. Žal preizkusov s takimi površinami preizkušancev

nismo opravili, ker bi to zahtevalo prevelika finančna sredstva.

Morebitne površinske napake na materialih bi namreč občutno skrajšale v uvodu podane krivulje plastičnosti, prav tako pa bi zaradi njih prišlo do razpok pri tehnološkem preizkusu.

7. POSPLOŠITEV REZULTATOV

Ob analizi obravnavanega tehnološkega primera smo ugotovili, da na hladno protismerno iztiskovanje vpliva veliko dejavnikov. Projektante in tehnologe v neposredni proizvodnji pa stalno preganja želja, kako vnaprej določiti preoblikovalne pritiske, sile in energije. Odločitev, da bomo izde-

lali orodje in po preizkusu ugotovili, kje smo, je izredno draga zadeva in nam naj ostane le kot izhod v sili.

Način sprejemanja odločitev na podlagi opravljenega preizkusa je tudi s komercialno ekonomskega stališča zelo neugodna zadeva. Orodja se običajno začnejo izdelovati potem, ko smo kupcu že potrdili risbo izdelka in se z njim dogovorili o ceni ter pristali na relativno kratke dobavne roke.

Tehnološkega tveganja bo torej tem manj, čim več primerov iz literature in naše prakse bomo kritično analizirali in si izdelali interne tehnološke normative.

Pri protismernem iztiskovanju lahko iz znanih podatkov sklepamo na nove, če upoštevamo, da

- uporabljamo enako vrsto stroja,
- uporabljamo enako mazivo,
- imamo po enakih principih konstruirana in izdelana orodja,
- upoštevamo v uvodu podane vplive velikosti in relativne višine obdelovanca, vtiskovalnega razmerja, kota γ na čelu pestiča ter specifične deformacije prečnega preseka Σ_A .

V primeru, ko so vsi navedeni pogoji enaki, želimo pa spremeniti kvaliteto preoblikovanega materiala ali način toplotne obdelave, pa velja, da je specifični preoblikovalni pritisk linearno odvisen od deformacijske trdnosti preoblikovanega materiala.

Če imamo za materiala I in II znani krivulji plastičnosti, za material I pa tudi preoblikovalni pritisk p_I , tedaj lahko ob pogojih tehnološke podobnosti z zelo majhnim tveganjem trdimo, da bo pritisk p_{II} za material II enak

$$p_{II} = p_I \frac{k_{f,II}}{k'_{f,I}}$$

kjer vrednosti za $k'_{f,I}$ in $k'_{f,II}$ izračunamo iz ustreznih krivulj plastičnosti

$$k'_{f,I} = k_{f,I}(\varphi_{A,I}) \text{ in}$$

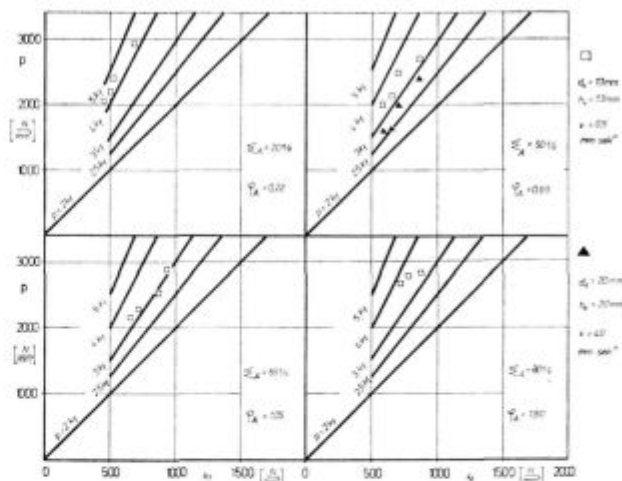
$$k'_{f,II} = k_{f,II}(\varphi_{A,II}),$$

pri tem pa mora tudi veljati

$$\varphi_{A,I} = \varphi_{A,II}$$

Rezultate laboratorijskih in tehnoloških preizkusov smo ob koncu tudi mi ocenili z ozirom na navedeno plastostatično podobnost. Dobili smo (slika 9) zelo dobro linearno odvisnost, kot so jo pri podobnih primerih ugotovili tudi drugi^{10,13}.

Tako smo opisali način, s katerim lahko zelo enostavno in zanesljivo ugotovimo, za koliko se nam bodo na primer povečali preoblikovalni pritiski, če se nam je dvignila krivulja plastičnosti. Za to moramo le pravočasno ugotoviti ustrezne krivulje plastičnosti, kar pa je veliko ceneje kot stane en sam (zlomljen) pestič.



Slika 9
 Odvisnost med deformacijsko trdnostjo (k_f) in specifično obremenitvijo pestiča (p) ob upoštevanju zakonitosti tehnološke podobnosti pri protismernem iztiskovanju

Fig. 9
 Relationship between the yield strength (k_f) and the specific load of mandrel (p) taking in account laws of technological similarity in countercurrent extrusion

ZAKLJUČEK

Za potrebe domače predelovalne industrije smo v železarni Jesenice, v tesnem sodelovanju s potrošniki jekel razvili takšen kvaliteten asortiment jekel za hladno masivno preoblikovanje, ki naj bi vsaj v prvi fazi zadovoljil potrebe naglo se razvijajoče tehnologije oblikovanja strojnih delov s hladnim masivnim preoblikovanjem. Vsem, ki uvajajo to tehnologijo v svoj proizvodni program, je skupna želja, da bi ta postopek osvojili na domači surovinski bazi.

Osvajanje jekel za hladno masivno preoblikovanje v železarni Jesenice poteka v tesnem sodelovanju z uporabniki jekel. S skupnim raziskovalnim delom smo prišli do ugotovitve, da je pri maloogljčnih in nizkolegiranih jeklih mogoče graditi na že osvojenih osnovnih kvalitetah jekla, predvsem v smeri izboljšanja homogenosti jekla, stalnosti kvalitete ter optimizacije toplotne obdelave in hladne predelave jekla.

Rezultati dosedanjega raziskovalnega dela so štiri vrste JMP jekel in to: maloogljčna jekla z nizko vsebnostjo Si JMP 10 (0.10 % C) in JMP 15 (0.15 % C) ter nizkolegirana jekla za cementacijo JMP 60 Cr in JMP 80 MnCr. Zaradi posebnih zahtev po kvaliteti jekla, ki presegajo zahteve JUS, so lastnosti teh jekel predpisane v okviru posebnih dobavno prevzemnih pogojev, ki so rezultat dogovora med proizvajalcem in potrošnikom jekla.

S pomočjo diskontinuirnih tlačnih preizkusov smo preiskali sposobnost obravnavanih JMP jekel za hladno masivno preoblikovanje. Upoštevajoč rezultate predhodnih preiskav in ustreznih podatkov iz tuje literature smo izdelali mejne krivulje

tečenja, ki naj služijo kot osnova projektiranja procesov preoblikovanja, predvsem pa kot merilo za ocenjevanje preoblikovalnih lastnosti materialov.

Plastičnost novo razvitih jekel za hladno masivno preoblikovanje smo preiskali tudi s tehnološkim preizkusom s protismernim iztiskavanjem. Jekla JMP 10, JMP 15 in JMP 60 Cr so brez porušitve pri protismernem iztiskavanju prenesla 80 % specifično deformacijo preseka ($\varphi = 1.6$), jeklo JMP 80 MnCr pa $\epsilon = 65$ % ($\varphi = 1.05$) in pri tem niso povzročila nenormalno velikih obremenitev orodja. Rezultati preiskav so pokazali, da v pogledu sposobnosti za plastično preoblikovanje domača jekla za hladno masivno preoblikovanje dosegajo normative, ki se zahtevajo za podobna jekla v svetu.

Na osnovi že pridobljenih izkušenj bomo s sodobnimi metalurškimi prijemi še naprej razširjali kvalitetni asortiment jekel za hladno masivno preoblikovanje na področju jekel, ki se toplotno obdelujejo. Prepričani smo, da bomo s tako zastavljenim delom prispevali k še hitrejšemu prodoru tehnologije hladnega masivnega preoblikovanja pri nas.

Literatura

1. Kuzman K., Razinger A.: Ocena sposobnosti domačih jekel za masivno preoblikovanje v hladnem. ZEZB 7 (1973) No 5
2. Kuzman K.: Vpliv preoblikovanega materiala na snovanje procesov hladnega masivnega preoblikovanja jekel. ZEZB 10 (1976) No 2
3. Fließkurven metallischer Werkstoffe VDI 5-3200, 5-3201, Düsseldorf 1954—1957
4. Strassburger Ch., Robiller G.: Aufnahme der Fließkurve unlegierter Stähle in Kaltstauchversuch. Stahl u. Eisen 93 (1973) No 24

5. Dieterle K.: Bestimmen der Verfahrensgrenzen beim Stauchen von Hohlkörpern. Ind.-Anz. 97 (1975) No 77
6. Geiger R.: Der Stoff fluss beim kombinierten Napffliespressen. Berichte IfU No 36, Girardet Essen 1976
7. Kroha V. A.: Krivie upročnenia metallov pri holodnoj deformacii. Mašinstroenie Moskva 1968
8. Tretjakov A. V., Trofimov G. K., Gurjanova M. K.: Mehaničeskie svojstva stalej i splavov pri plastičeskom deformirovanii. Mašinstroenie Moskva 1971
9. Dohmann F.: Fertigungsgerechte Entwicklung von Kaltfließpressteilen aus Stahl. Draht 1976 No 6
10. Kast D.: Modellgesetzmässigkeiten beim Rückwärtsfließpressen geometrisch ähnlicher Näfte. Ind.-Anz. 1970 HGF 70/46
11. Burgdorf M., Müschenborn R.: Nomogramme zur Ermittlung der Umformkraft beim Fließpressen. Werkstattstechnik 60 (1970) 503/506 ali VDI Richtlinien 3138 Bl, Düsseldorf 1970
12. Sieber K.: Theoretische Grundlagen und praktische Erfahrungen zur Konstruktion von Kaltpresswerkzeugen. 4. Int. Tag. Kaltumformung, Düsseldorf 1970
13. Geiger R.: Ähnlichkeitsbetrachtungen beim kombinierten Napf — Vorwärts —/Napf — Rückwärts — Fließpressen. Ind.-Anz. 1974 HGF 74/83
14. Kuzman K.: Vpliv preoblikovalnega materiala na snovanje procesa hladnega masivnega preoblikovanja, Zelezarski zbornik, Ljubljana, 10 (1976) 2 str. 83—91
15. Sachs K.: Wire Industry London, januar 42 (1975) 493 str. 41—46
16. Razinger A., Arh J.: Nizkoogljčno nelegirano jeklo za izdelavo matic s hladnim stiskanjem — Romat, Jesenice, Zelezarna J. 1969, str. 32
17. Kveder A., Razinger A.: Rekrystalizacija jekel za hladno masivno preoblikovanje, Zelezarski zbornik, Ljubljana 10 (1976) 4, str. 179—191
18. Arzenšek B.: Diplomski naloga, oddelek za montanistiko, Ljubljana, Univerza v Ljubljani, 1970
19. Langhammer H. J., Abratir H., Patel P.: Influence of injection of powdered materials on oxide and sulphide cleanliness of steel grades Scaniject — Lulea Sweden 1977, s D 13: 1—3

ZUSAMMENFASSUNG

Die Fertigungstechnologie der Serienteile aus Stahl mit der Kaltmassivumformung wird wegen der grossen ökonomischen Vorteile im Vergleich zu anderen Umformungsverfahren in Jugoslawien mit einer grossen Geschwindigkeit angewendet. Bei allen die diese Technologie in den Produktionsprozess einführen, ist gemeinsam der Wunsch, dieses Verfahren auf eigener Rohstoffbasis einzuführen.

Die Entwicklung der Stähle für die Kaltmassivumformung im Hüttenwerk Jesenice ist in enger Zusammenarbeit mit den Verbrauchern verlaufen. Mit der gemeinsamen Entwicklungsarbeit sind wir zu der Feststellung gekommen, dass bei den Kohlenstoffarmen und niedriglegierten Stählen die Entwicklung auf Grund der in der Produktion befindlichen Stahlsorten vor allem in Richtung der Verbesserung der Stahlhomogenität einer konstanten Stahlgüte Optimierung der Wärmebehandlung und Kaltumformung der Stähle möglich ist.

Als Ergebnis der bisherigen Forschungsarbeit sind vier Sorten der JMP Stähle und zwar: Kohlenstoffarme Stähle mit niedrigem Si Gehalt, Si JMP 10 (0.10 % C) und JMP 15 (0.15 % C) und ein niedriglegierter Einsatzstahl JMP 60 Cr und JMP 80 MnCr. Da auf die Stahlgüte besondere Ansprüche gestellt werden, welche die der JUS Norm

übertreffen, sind die Eigenschaften dieser Stähle im Rahmen besonderer Abnahme und Lieferbedingungen vorgeschrieben welche ein Ergebnis der Vereinbarung zwischen Erzeuger und dem Verbraucher sind.

Die Fähigkeit der behandelten JMP Stähle für die Kaltmassivumformung ist mittels des diskontinuierlichen Stauchversuches untersucht worden. Unter Beachtung der Ergebnisse der vorgehenden Untersuchungen und der entsprechenden Daten aus der Fachzeitschrift sind die Grenzfließkurven arsgearbeitet worden, welche als Grundlage bei der Planung der Umformungsprozesse, vor allem aber als ein Mass für die Bewertung der Umformungseigenschaften der Stähle dienen.

Die plastischen Eigenschaften der neu entwickelten Stähle für die Kaltmassivumformung sind mit dem Rückwärtsfließpressversuch untersucht worden. Die Stähle JMP 10, JMP 15 und JMP 60 a haben beim Rückwärtsfließpressen $\epsilon = 80$ % ($\varphi = 1.6$) und der Stähle JMP 80 MnCr $\epsilon = 65$ % ($\varphi = 1.05$) der spezifischen Querschnittverformung ertragen. Die Untersuchungsergebnisse zeigten, dass die einheimischen Stähle für die Kaltmassivumformung in Hinsicht der plastischen Eigenschaften, die Normvorschriften, welche für ähnliche Stahlsorten in der Welt üblich sind, erreichen.

SUMMARY

Manufacturing products in great series with massive cold forming is used more and more due also in Yugoslavia to the great economic advantages. All who are introducing this technology into their production program want to apply the process on domestic raw materials.

Manufacturing steel for massive cold forming in Jesenice steelworks is in close cooperation with consumers of this steel. Joint research lead to the conclusion that low-carbon and low-alloyed steel of the production program can be used if homogeneity of steel, constant quality, and optimization of heat treatment and of cold working can be achieved.

The results of investigations till now are four JMP steel qualities: low-carbon and low-silicon steel JMP 10 (0.10 % C) and JMP 15 (0.15 % C) and JMP 60Cr and JMP 80 MnCr low-alloyed steel for cementation. Due to special quality demands which are higher than in Yugoslav standards (JUS) their properties are prescribed in special deli-

very conditions as the results of agreement between the manufacturer and the consumer of steel.

By discontinuous compression tests the mass cold workability of the mentioned JMP steel was tested. Based on previous investigations and corresponding data in references the limiting yield curves were constructed which are needed in the basic design of the working processes and for estimating the workability of materials.

Plasticity of the new developed steel for massive cold working was tested also with a technological test of countercurrent extrusion. JMP 10, JMP 15, and JMP 60 Cr steel stayed 80 % specific cross-section deformation ($\varphi_s = 1.6$) without destruction in the countercurrent extrusion, while specific cross-section deformation of JMP 80 MnCr steel was 65 % ($\varphi_s = 1.05$). No unnormal high load of tool was observed. The result of investigations showed that domestic steel for massive cold forming have the same workability as the similar imported steel.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Технология изготовления деталей серийного производства при помощи холодной массивной деформации вследствие существенных экономических преимуществ в сравнении с другими способами формообразования стали этим способом с большим темпом осваивается также в Югославии. Общая цель всех, которые вводят эту технологию в свой процесс производства освоение этого способа на домашнем сырье.

Освоение сталей для холодной массивной деформации в металлургическом заводе Железарна Есенице ведется в тесном сотрудничестве с потребителями сталей.

С коллективным исследованием установили, что при малоуглеродистой и малолегированных сталях процесс массивного формообразования в холодном состоянии возможен уже при освоении основных сортах стали главным образом, что касается однородности стали, постоянства качества, оптимизации при термической обработки и при холодной переработки стали.

Результаты выполненных исследований представляют четыре сорта стали JMP, т. е. малоуглеродистая сталь марок JMP 10 (0.10 % C) и JMP 15 (0.15 % C) с низким содержанием Si, а также малолегированные стали для цементации JRM 60 Cr и JMR 80 Mn Cr. Вследствии специальных требований, которые превышают требования по JUS, свойства этих сталей установлены в рамках спе-

циальных приемочных условий, которые составляют результат соглашения между производителем и потребителем стали.

С прерывными испытаниями на давление определена способность JMP сталей на холодное массивное формообразование. Взяв во внимание предварительные исследования и соответственные указания из зарубежной литературы, приготовлены предельные кривые пластичного течения, которые могут послужить как основание для проектирования процесса деформации, в особенности как масштаб для оценки способности формообразования материала.

Пластичность этих новоосвоенных сталей для холодного массивного формоизменения исследована также при помощи технологического испытания противоположным выдавливанием. Стали JMP 10, JMP 15 и JMP 60 Cr выдержали при противоположном выдавливании без разрушения 80 % удельной деформации сечения ($\varphi_s = 1.6$), а сталь марки JMP 80 Mn Cr при $\varphi_s = 1.05$ достигла величину $\varepsilon_A = 65\%$, причем не причинило абnormally высокую нагруженность инструмента.

Результаты исследований показали, что домашние стали для холодного массивного преобразования, что касается способности пластичного формообразования, вполне удовлетворяют нормам которым должны отвечать подобные зарубежные сорта стали.

Razvoj avtomatskih jekel v Železarni Jesenice

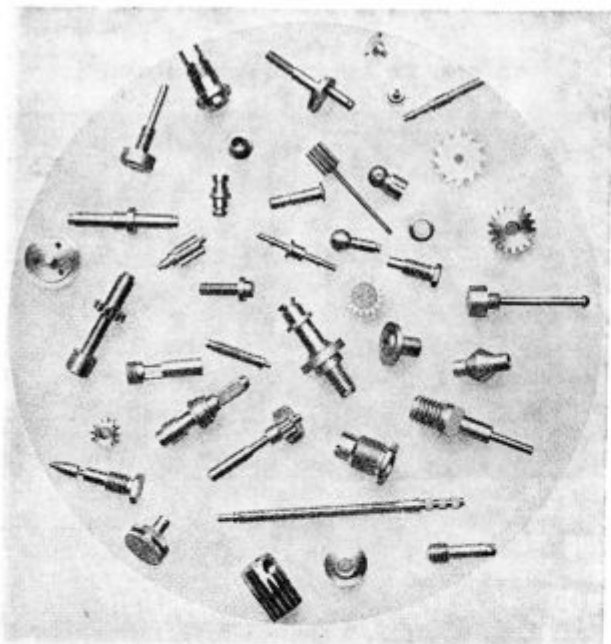
UDK: 669.14.018.23
ASM/SLA: SGA-k

Anton Razinger, Joža Arh

Jekla za obdelavo na avtomatih — avtomatna jekla — so specializirani proizvod železarne Jesenice v okviru programa hladno predelanih paličnih jekel. Raziskovalno delo v zvezi z razvojem avtomatskih jekel je trajalo več kakor deset let. Avtomatna jekla so v železarni Jesenice razvita v proizvodnem in tudi v kvalitetnem pogledu. Letna proizvodnja dosega cca 10 000 ton, kar predstavlja cca 50 % celotne količine hladno predelanih paličnih jekel v železarni Jesenice.

1. Kaj so avtomatna jekla in kakšen je njihov pomen

Avtomatna jekla imenujemo tista kvalitetna ogljikova jekla in visokolegirana nerjavna jekla, katerih kemična sestava, struktura in trdnost so tako prirejene, da so jekla dobro obdelovalna. Dobra obdelovalnost, oziroma sposobnost za odrezovanje je poudarjena tehnološka lastnost avtomatskih jekel, vse ostale fizikalne in tehnološke lastnosti pa so več ali manj podrejene tej zahtevi.



Slika 1
Tipični velikoserijski izdelki iz avtomatskih jekel
Fig. 1
Typical products of free-cutting steel in great series

Avtomatna jekla so namenjena obdelavi na avtomatskih obdelovalnih strojih, kjer se z odrezovanjem oblikujejo strojni deli v velikih serijah in pri visokih rezalnih hitrostih (sl. 1). Dobra obdelovalnost se mora odraziti v visoki vzdržnosti rezalnega orodja, ugodni obliki odrezkov in pa v visoki kvaliteti površine obdelovancev.

Skladno s hitrim razvojem obdelovalnih strojev in tehnologije odrezovanja v zadnjih 10 letih smo v železarni Jesenice zelo intenzivno razvijali takšen kvaliteten asortiment avtomatskih jekel, s katerim bi lahko zadovoljili zelo pestre zahteve uporabnikov. Marketing je zato temeljil na:

- tesnem sodelovanju s potrošniki jekel
- obsežni informacijski dejavnosti
- aktivnem sodelovanju z institucijami, ki vzgajajo strokovnjake za predelovalno industrijo.

Smoter razvijanja avtomatskih jekel je omogočiti cenejšo proizvodnjo strojnih delov z odrezovanjem. Delo z razvijanjem kvalitete in proizvodnje avtomatskih jekel torej sovpadajo z naporom za stabilizacijo našega gospodarstva.

Proizvodnja avtomatskih jekel v železarni Jesenice je že dosegla 10 000 t, kar predstavlja cca 50 % proizvodnje hladno predelanih paličnih jekel.

2. Raziskovalno delo

Raziskovalno delo razvijanja kvalitete in proizvodnje avtomatskih jekel je trajalo s presledki 10 let. V tem času smo razvili tak kvalitetni asortiment, ki popolnoma zadovoljuje potrebe naše predelovalne industrije (sl. 2).

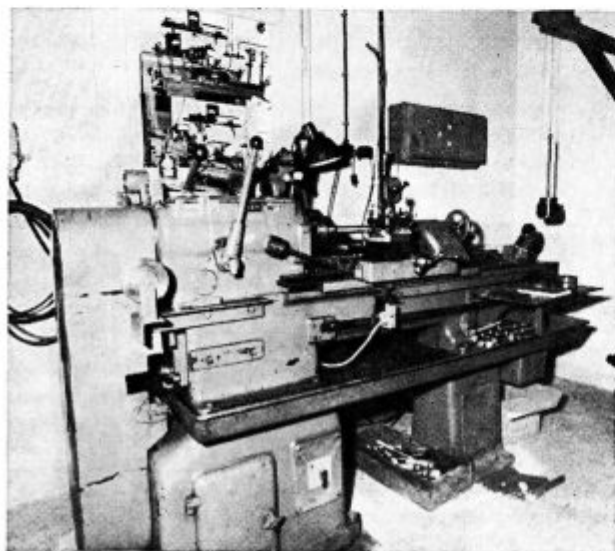
Osnovno jeklo Želez. Jesenice	Sremsko analizo (%)	Obdelovalna indeksi (%)	Primerjava z JUS in tujnimi standardi				
			JUS GBO 505/81	DIN 1621 (1974)	ISO-DP	ASU-US	Alpine
Jeklo z vsakim indeksom obdelovalnosti							
ATJ 100 Pb	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	170	—	9 5 Mn Pb 26	2 Pb	12 L 14	2 S Pb
Č 3980	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	135	Č 3990	9 5 Mn 26	2	12 13	2 S
ATJ 70	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	140	—	9 5 Mn 26	3	—	—
Jeklo za cementacijo							
ATJ 80 C	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	110	—	—	—	12 L 17	—
Č 3190	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	100	Č 3190	—	—	11 15	M 2
Č 1190	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	100	Č 1190	10 S 20	4	11 17	Z E 10
Jeklo za zobjedanje							
ATJ 40 G	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	80	—	—	—	11 L 37	L 20 0
(Č 1490)	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	70	Č 1490	25 S 20	7	11 38	2 V 35
(Č 1590)	0,10C, 0,10Mn, 0,035S	65	Č 1590	45 S 20	10	11 46	2 V 45
Nerjavno jeklo							
Č 4590	0,10C, 16Cr, 0,035S	70	v pripravi	1 02/Ni M/15	—	303	A4 22
(Č 4190)	0,10C, 10Cr, 0,035S	90	v pripravi	—	—	436	KW 15 Z
Č 4790	0,10C, 17Cr, 0,035S	95	v pripravi	1 02/Ni M/17	—	430F	KW 2 A

Slika 2
Kvalitetni asortiment avtomatskih jekel Železarne Jesenice
Fig. 2
Production program of free-cutting steel in Jesenice iron-works

mgr. Anton Razinger, dipl. inž., Železarna Jesenice —
Joža Arh, dipl. inž., Železarna Jesenice

Ta kvalitetni asortiment obsega 12 vrst jekel, od katerih so bila jekla z oznako ATJ popolnoma razvita v železarni Jesenice. Avtomatna jekla pokrivajo naslednja področja uporabnosti: jekla z visokim indeksom obdelovalnosti, jekla za toplotno obdelavo in nerjavna jekla.

Tehnologija izdelave in predelave avtomatnih jekel temelji na novejših dognanjih o vplivu metalurških dejavnikov na obdelovalnost, ki so rezultat lastnega raziskovalnega dela in tujih izkušenj.



Slika 3

Naprava za ocenjevanje obdelovalnosti avtomatnih jekel

Fig. 3

Apparatus for estimating the machinability of free-cutting steel

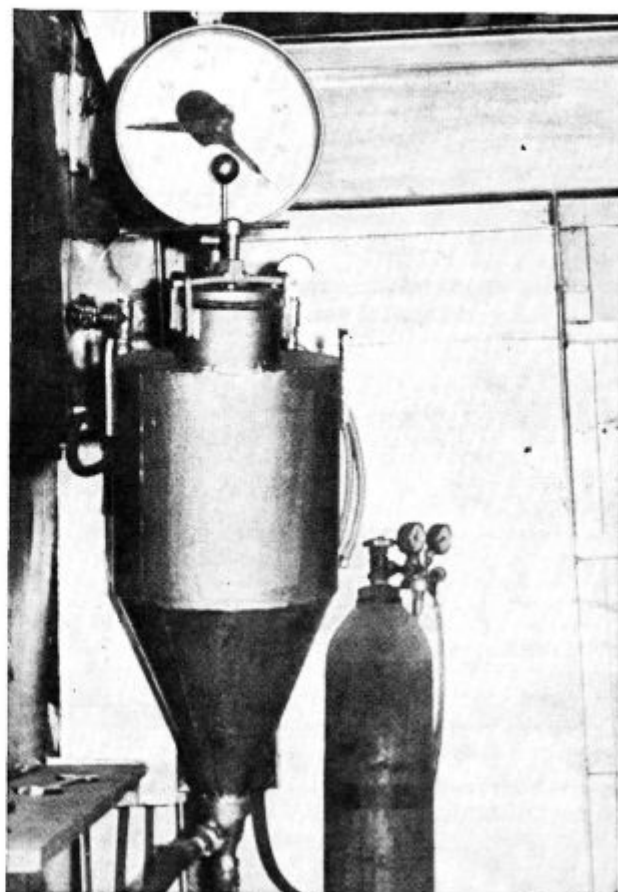
Odločilno vlogo pri razvijanju je imela konstrukcija lastne naprave za ocenjevanje obdelovalnosti¹ (naprava dela na principu konstantnega podajnega pritiska) (sl. 3), ter naprava za uvajanje svinca v jeklo (sl. 4).²

Visoka kvaliteta avtomatnih jekel, ki jih proizvaja železarna Jesenice, je bila potrjena na domačem in na zelo zahtevnem evropskem in ameriškem tržišču.

Glavne značilnosti in dosežki v razvoju posameznih vrst avtomatnih jekel so naslednji:

2.1 Jekla z visokim indeksom obdelovalnosti

V to skupino spadajo jekla Č 3990, ATJ 100 Pb in ATJ 70. Odlična obdelovalnost je edini smoter teh jekel kateremu so v popolnosti podrejene vse kemične in fizikalne lastnosti. Teoretične osnove dobre obdelovalnosti jekel so že dolgo poznane in temeljijo predvsem na pravilni morfologiji sulfidnih nemetalnih vključkov (sl. 5) in zadostni utrditvi ferita.

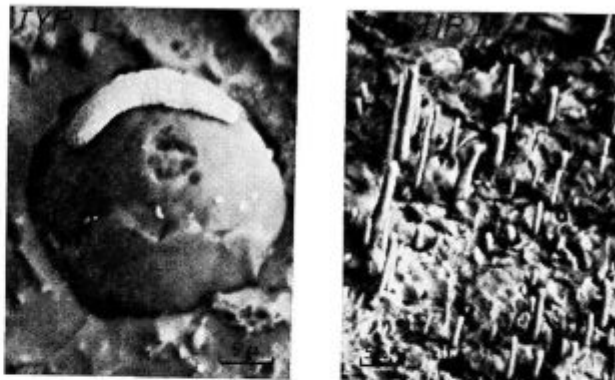


Slika 4

Naprava za vpihavanje svinca v jeklo

Fig. 4

Set-up for blowing lead into steel



Slika 5

Oblika in porazdelitev sulfidnih nemetalnih vključkov v avtomatnih jeklih (SEM)

Fig. 5

Shape and distribution of sulphide non-metallic inclusions in free-cutting steel (SEM)

a) oxysulphide inclusion of Type I
b) sulphide inclusion of Type II

Sulfidni nemetalni vključki morajo biti v litem stanju globularni in slučajno porazdeljeni (Typ I), v predelanem stanju pa slabo deformabilni, tj. čim bolj ovalni. V okviru raziskovalnega dela porazde-

litve svinca v jeklu smo dokazali, da so vključki svinca v pogledu velikosti in porazdelitve popolnoma odvisni od velikosti in porazdelitve sulfidnih nemetalnih vključkov. Pogoj za izločanje sulfidov Tipa I je dovolj visoka vsebnost kisika v tekočem jeklu; pri nizki vsebnosti kisika so sulfidi v jeklu zelo drobni in porazdeljeni v obliki pahljače ali verige (Typ II), kar ni ugodno za dobro obdelovalnost. Sulfidni nemetalni vključki morajo biti čim bolj enakomerno porazdeljeni po celotnem preseku palic.

Da bi ustregli tem zahtevam, se mora torej jeklo z visoko vsebnostjo kisika (ca. 200 ppm) strditi pomirjeno. Tako strjevanje dosežemo pri dovolj visoki vsebnosti S in Mn, pravilni temperaturi taline in strogo kontrolirani vsebnosti O in C v jeklu. Kontrola vsebnosti O v tekočem jeklu je prav sedaj predmet eksaktnega raziskovalnega dela raziskovalcev raziskovalnega oddelka železarne Jesenice in metalurškega inštituta Ljubljana.³ Sulfidni nemetalni vključki in vključki svinca imajo vpliv na zmanjšanje obrabe orodja in pravilno izoblikovanje ostružkov. Da bi dosegli še visoko kvaliteto površine obdelovancev, utrjujemo ferit s povečano vsebnostjo P in N v jeklu ter zmerno stopnjo hladne deformacije pri vlečenju.

Najbolj kvalitetno jeklo v tej skupini je svinčevo avtomatno jeklo ATJ 100 Pb, ki ima poleg odlične obdelovalnosti tudi zadovoljivo plastičnost (sl. 6).

2.2 Pomirjena avtomatna jekla za toplotno obdelavo

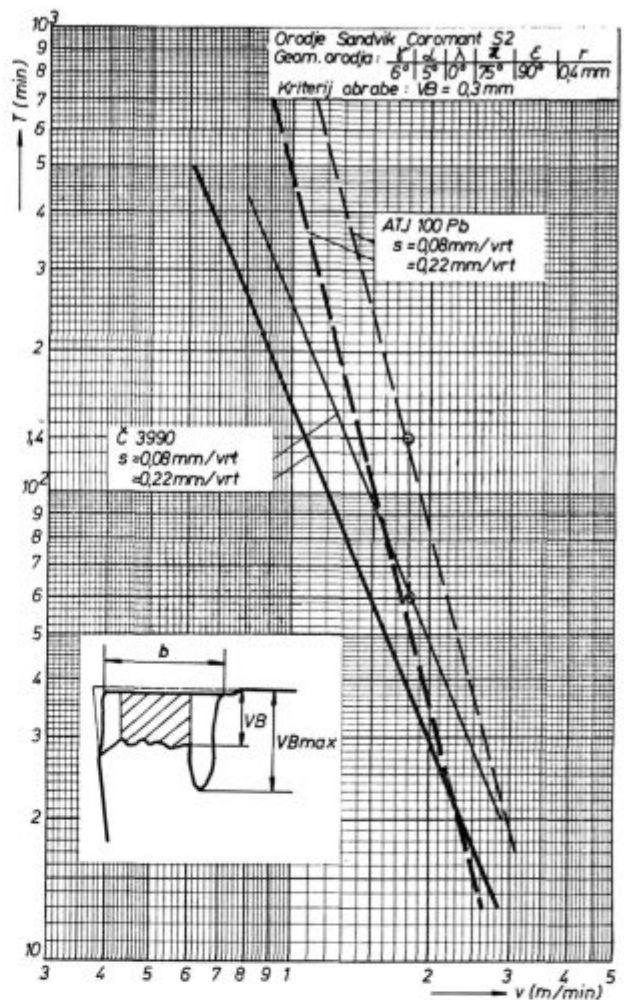
Področje avtomatnih jekel, ki so primerna za toplotno obdelavo, pokrivajo v glavnem 4 jekla, od katerih sta jekli Č 3190 in ATJ 50 C primerni za cementacijo (0.15 % C, 1.20 % Mn), jekli Č 1590 in ATJ 40 Q pa za poglobljanje.

Jekla so pomirjena s Si in Al. Zaradi nizke vsebnosti kisika rezultirajoči sulfidni vključki Typ II niso ugodni za dobro obdelovalnost. Pri svinčevih jeklih ATJ 50 C in ATJ 40 Q smo ob znatno nižji vsebnosti žvepla (ca. 0.1 %) dosegli izboljšanje obdelovalnosti, boljšo kvaliteto jekla po toplotni obdelavi ter dobro plastičnost jekla pri zmernih deformacijah v hladnem.

Preiskave lastnosti cementiranega in nitriranega sloja, ki so jih opravili na metalurškem inštitutu, kažejo, da so ta jekla v pogledu parametrov, ki določajo sposobnost jekla za cementacijo, ne razlikujejo od maloogljicnih nelegiranih jekel.⁴

Pri avtomatnih jeklih za poglobljanje je v pogledu kaljivosti in lastnosti v poglobljenem stanju jeklo Č 1590 inferiorno, svinčavo jeklo ATJ 40 Q pa v vsem enakovredno primerjalnem jeklu Č 1530.

Jeklo ATJ 40 Q odlikuje zelo dobra obdelovalnost ter dobra plastičnost v hladnem, torej kombinacija, ki je v moderni tehnologiji oblikovanja strojnih delov zelo zaželena. Zaradi visoke kvali-



Slika 6

Obstojnost rezalnega orodja pri struženju jekla Č.3990 in ATJ 100 Pb

Fig. 6

Resistance to wear of the cutting tool in turning Č 3990 and ATJ 100 Pb steel

tete in uporabnosti pričakujemo, da bo to jeklo v najkrajšem času popolnoma izpodrinilo klasični avtomatni jekli za poglobljanje Č 1590 in Č 1490. (sl. 7)

Vrsta jekla	Obdelovalnost (vredno struženje) $V_{50}, VB_{0.3}, P_{10}$	Preoblikovalnost (tični preiskus)	
		kl^0 (kg/mm ²)	n
Č 1530	260m/min	104.7	0.195
ATJ 40 Q	400m/min	102.1	0.207

Slika 7

Primerjava obdelovalnosti jekel Č.1530 in ATJ 40 Q

Fig. 7

Comparison between the machinability of Č 1530 and ATJ 40 Q steel

2.3 Nerjavna jekla⁶

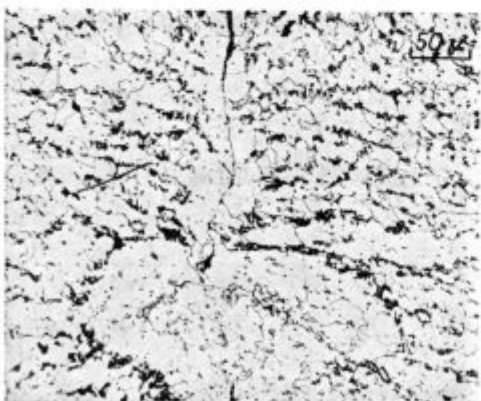
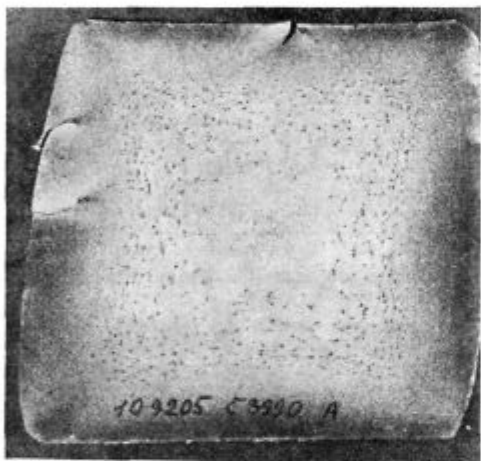
Smisel razvoja nerjavnih avtomatnih jekel je bil v tem, da se s poglobljanjem obdelovalnosti

sicer zelo slabo obdelovalnih nerjavnih jekel po-
ceni odrezovanje strojnih delov, ki morajo biti
zaradi zahtev po dobri korozijski obstojnosti iz
nerjavnega jekla. Avtomatne variante jekel so bile
razvite v vsaki skupini nerjavnih jekel in imamo
tako osvojena: Cr-Ni avstenitno Č4590 in
Cr feritno Č4790 in martenzitno Č4190
nerjavno avtomatno jeklo.

Obdelovalnost nerjavnih jekel je najbolj od-
visna od sestave nemetalnih vključkov v jeklu.
Žveplo je učinkovito le, če je vezano v MnS in ne
kot CrS, ki je trd in pri rezanju deluje abrazivno.
Razmerje Mn : S v jeklu mora biti večje kakor 4.
Ugotovili smo, da je mogoča hitra kontrola obde-
lovalnosti že z baumanovim odtisom, ki je v pri-
meru prisotnosti MnS aktiven, v primeru CrS pa
pasiven.

V pogledu obnašanja oksidnih nemetalnih
vključkov smo ugotovili, da je ugodna visoka vseb-
nost Si (ca. 1 %) in nizka vsebnost Al v jeklu.

Utrditev jekel s hladno predelavo je ugodna za
doseganje boljše kvalitete površine obdelovancev,
kar pa izkoriščamo le pri Cr jeklih.



Slika 8

Napake na blumih jekla Č.3990 in osnovni vzrok porušitve

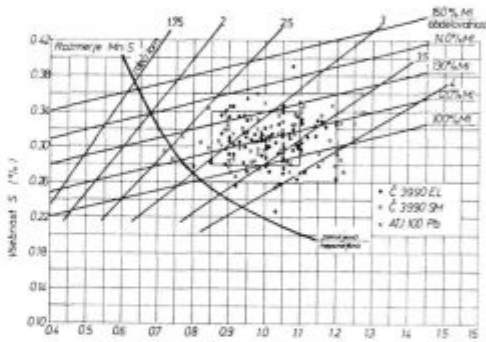
Fig. 8

Faults in blooms of Č 3990 steel and basic reasons for breaking

Ugotovili smo, da je korozijska obstojnost Cr
jekel zadovoljiva tudi pri visoki vsebnosti S ca.
0.3 %, pri Cr-Ni jeklih pa se zahteva nižja vsebnost
S 0.15 %, kar se odraža v slabši obdelovalnosti.

3. Problematika proizvodnje

Prikazani kvalitetni asortiment avtomatnih je-
kel je vključen v redni proizvodni program žele-
zarne Jesenice. V železarni Jesenice izdelujemo ta
jekla v SM in E pečeh. Jekla se vlivajo skozi lijak
v ingote kvadratnega preseka teže 5.4 tone. Kljub
temu, da je tehnologija izdelave avtomatnih jekel
v bistvu enostavna, pa praksa kaže, da je za visoko
kvaliteto in stabilno proizvodnjo potrebno zelo
pazljivo delo. Kaže tudi, da se vsako večje odsto-
panje od postavljenih regulativov odraz v slabši
kvaliteti in nizkem izkoristku, to je višji lastni
ceni jekla. Raziskave vzrokov površinskih napak
na bumih jekel kažejo, da so te napake v glavnem
posledica prisotnosti mehurčkov pod površino, ki

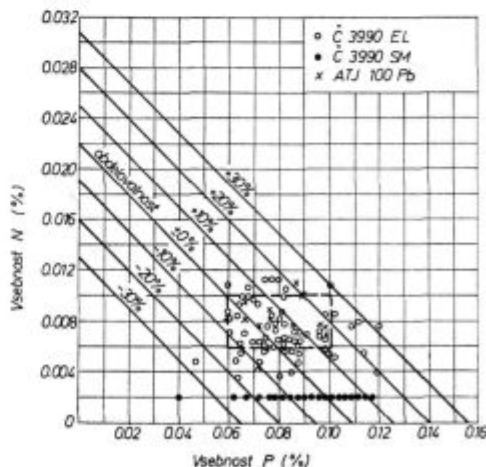


Slika 9

Vsebnost S in Mn v šaržah polpomirjenih avtomatskih jekel
(podatki za leto 1975)

Fig. 9

Sulphur and manganese content in melts of semi-killed
free-cutting steel (data for year 1975)



Slika 10

Vsebnost N in P (podatki za leto 1975)

Fig. 10

Nitrogen and phosphorus content (data for year 1975)

nastanejo zaradi nepravilnosti v procesu izdelave in vlivanja jekla.⁷ Za dobro kvaliteto jekla v pogledu izkoristka in obdelovalnosti je pri avtomatnih jeklih najpomembnejša kontrola in stabilnost vsebnosti kisika v jeklu, kar v praksi dosežemo s predpisano vsebnostjo C po pihanju kisika, čištim kuhanjem ter pravilno temperaturo jekla pred prebodom. Posebno stroga je kontrola zahtevanega časa mirovanja jekla v kokilah po končanem vlivanju.

Dosegamo zadovoljivo stabilnost vsebnosti osnovnih elementov C, Mn, Si, S, P in N v šaržnih analizah (sl. 9, sl. 10). Večja odstopanja pri analizah vzorcev predelanega jekla so posledica močnih blokovnih izcej, ki pa se jim ne da izogniti. Zaskrbnjujoče pa je stalno naraščanje vsebnosti oligoelementov Cr, Sn, Sb, kar je prav v jeklih z visoko vsebnostjo S in Pb posebno nevarno.

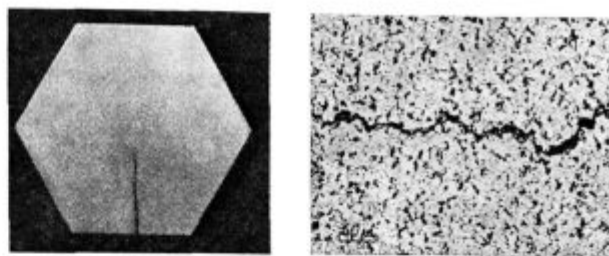
Ogrevanje blokov v globinskih pečeh je posebno občutljiva faza za obnašanje jekel med plastično predelavo v vročem. Pogoji ogrevanja morajo biti takšni, da je doseženo čim boljše pregretje. Bloke je treba zalagati v peč vroče, časi izenačevanja na temperaturi ogrevanja so omejeni zaradi občutljivosti avtomatnih jekel k lomu v rdečem.

Cetudi je vsebnost Mn takšna, da je močno preseženo stehiometrično razmerje MnS, imajo vsa avtomatna jekla veliko slabšo preoblikovalnost v vročem kakor jekla z nizko vsebnostjo žvepla.⁸ Slabša preoblikovalnost v vročem, ki je vsekakor posledica velikega volumskega deleža sulfidnih nemetalnih vključkov, je posebno izrazita v zadnjih prevlekih, ko je temperatura nizka in se odraža v obliki cepljenja koncev valjancev. Avtomatna jekla zahtevajo poseben način valjanja: visoke začetne temperature valjanja, maksimalni odvzemi v začetnih prevlekih, minimum hladilne vode.

Problemi pri valjanju končnih vroče valjanih profilov so občutno manjši, v kolikor poteka valjanje brez zastoja. Za normalen potek hladne predelave z vlečenjem pa se pri vroče valjanih profilih postavljajo zelo ostre zahteve glede ozkih toleranc ter odsotnosti površinskih napak.

Sposobnost avtomatnih jekel za hladno predelavo je močno omejena. Prekomerna stopnja hladne predelave ter prisotnost inicialnih površinskih napak povzročata značilno obliko porušitve med hladnim vlečenjem v obliki razpoke, ki se intragranularno širi do sredine palic (sl. 11). Poleg zgoraj omenjenih zahtev je pogoj za zadovoljivo vlečno sposobnost avtomatnih jekel, pa tudi dobro obdelovalnost enakomerna struktura vroče valjanega jekla (ferit in grobolamelarni perlit), ki jo dosežemo s kontrolirano končno temperaturo valjanja, kontroliranimi pogoji ohlajevanja po valjanju ali pa s predhodnim visokim žarjenjem pred hladnim vlečenjem.

Da bi dosegli željeno kvaliteto avtomatnih jekel, je potreben povečan obseg kvalitetne kon-



Slika 11

Značilna oblika porušitve na hladno vlečenih palicah jekla C.3190

Fig. 11

Characteristic shape of breaking of cold drawn rods of C 3190 steel

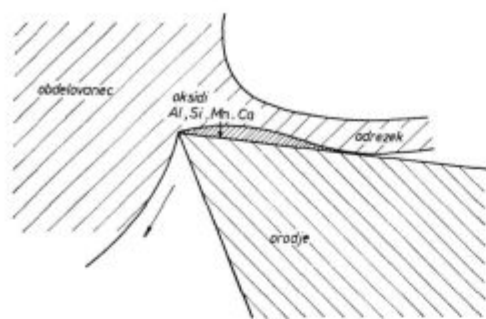
trole v vseh tistih fazah v proizvodnem procesu, ki vplivajo na končno obdelovalnost jekla. V laboratorijskem merilu pa je potrebna stalna kontrola porazdelitve S in Pb z baumanovim in wragge odtisom na presekih blumov, morfologije sulfidnih vključkov v litem in predelanem stanju ter kontrola obdelovalnosti jekla v dobavnem stanju.

4. Smeri nadaljnjega razvoja avtomatnih in obdelovalnih jekel

V kovinsko predelovalni industriji, v katero nezadržno prodira moderna tehnologija odrezovanja ter avtomatizacija procesov, postaja problematična obdelovalnost vseh jekel, ki so predmet obdelave z odrezovanjem.

Ker vidimo v železarni Jesenice na področju hladno predelanih jekel prihodnost v specializaciji kvalitetnega programa tudi v smeri t. z. obdelovalnih jekel, nadaljujemo raziskovalno delo, kako bi dosegli dobre obdelovalnosti konstrukcijskih jekel. Prvi korak v tej smeri je bil storjen že z razvojem proizvodnje svinčevih jekel. Dobre rezultate smo dosegli predvsem s kombinacijo povišane vsebnosti S ca. 0.050 % in legiranjem svinca v teh jeklih. Slabost tega načina je v neugodni morfologiji sulfidnih vključkov, kar vpliva na občutno poslabšanje fizikalnih lastnosti jekel.

Pri visokih rezalnih hitrostih, ki jih dovoljujejo moderna rezalna orodja, problema obdelovalnosti po opisani poti ni mogoče rešiti. V takem primeru je učinkovita uporaba kompleksnih dezoksidantov na bazi Ca, Mg, Zr. Z uporabo teh dezoksidantov, ki se vpihavajo v ponovco, se spremenijo sestave in s tem fizikalne lastnosti oksidnih in sulfidnih vključkov v jeklu. Izboljšanje obdelovalnosti tako izdelanih jekel pripisujemo tvorbi nekaj mikronov debele plasti oksidov, ki se med rezanjem pri velikih hitrostih tvori na rezalnih ploskvah orodja in preprečuje direkten kontakt med orodjem in nastajajočim ostružkom (sl. 12). Kompleksni dezoksidanti na bazi Ca imajo tudi vpliv na spremembo načina izločanja sulfidnih vključkov iz Typa II v Typ III (sulfidi oglate oblike, navadno slučajno porazdeljeni).



Slika 12

Položaj in nastanek zaščitnega sloja med odrezovanjem — shema

Fig. 12

Position and formation of the protective layer during cutting — schematically

Tudi naše raziskovalno delo poteka v nakazani smeri kontrolirane dezoksidacije jekel za izboljšanje obdelovalnosti. Največji problem predstavlja konstrukcijska naprava za vpihavanje prašnatih dezoksidantov v talino, kar je osnovni pogoj za uspešno tehnologijo. Odprtih pa je še veliko čisto

metalurških problemov, ki zadevajo predvsem morfologijo nemetalnih vključkov ter vsebnost kisika v jeklu.

Literatura

1. Razinger A.: Določevanje obdelovalnosti jekel za obdelavo na avtomatih po postopku struženja s konstantnim podajnim pritiskom. Metalurški zbornik, Ljubljana, 1968, št. 1, str. 21—34
2. Razinger A.: Magistrsko delo, Jesenice 1973
3. Koroušič B.: Študij dezoksidacije nekaterih polpomirjenih jekel z direktnim merjenjem aktivnega kisika v tekočem jeklu. Poročilo MI — Ljubljana 1976
4. Kveder A.: Vpliv prisotnosti svinca na lastnosti cementiranega sloja. Poročilo MI — Ljubljana 1975
5. Z. Seljak in sodelavci: Obdelovalnost domačih materialov. Poročilo LAKOS št. 782/4015-670, Fakulteta za strojništvo — Univerza v Ljubljani 1977
6. Razinger A.: Nerjavna jekla za obdelavo na avtomatih. Metalurški zbornik, Ljubljana 1970, št. 4, str. 271—277
7. Eržen P. in sodelavci: Raziskava površinskih vzdolžnih razpok na valjanih gredicah iz avtomatnega jekla Č.3990. Poročilo MI — Ljubljana 1975
8. Razinger A.: Svinec kot avtomatni dodatek v jeklih za cementacijo in poboljšanje ter njegov vpliv na predelavnost in fizikalne lastnosti jekel. Metalurški zbornik, Ljubljana 1974, št. 4, str. 203—216

ZUSAMMENFASSUNG

Die auf Automaten zu bearbeitenden Stähle — Automatenstähle — sind ein spezialisiertes Erzeugnis des Hüttenwerkes Jesenice im Rahmen des Programmes der kaltverformten Stabstähle. Die Entwicklung am Projekt der Automatenstähle hat mehr als zehn Jahre gedauert. Automatenstähle sind im Hüttenwerk Jesenice sowohl in Hinsicht der Qualität wie der Erzeugung in der Produktion eingenommen. Die Jahresproduktion der Automatenstähle erreicht ca. 10.000 Tonnen, was zugleich einen Anteil von ca. 50 % der kaltverformten Menge an Stabstählen im Hüttenwerk Jesenice darstellt.

Die Entwicklungsarbeit ist in enger Zusammenarbeit mit den Verbrauchern der Stähle und mit Hilfe des Hütteninstitutes und der Fakultät für Maschinenwesen in Ljubljana verlaufen. Der Schwerpunkt der Arbeit war an die Lösung folgender wichtigen Probleme zur Erzielung hoher Bearbeitbarkeit der Stähle gerichtet.

1. Die Legierungstechnologie für Schwefel, Phosphor, Stickstoff und Blei.

2. Kontrollierte Desoxidation zur Erzielung gezielter Sauerstoffgehalte im Stahl.

3. Ein regelmässiges Mikrogefüge des Stahles und die Verfestigung bei der Endverformung.

In der Produktion eingenommenes Stahlsortiment umfasst:

a) Kohlenstoffqualitätsstähle mit einem hohen Index der Zerspanbarkeit.

b) Kohlenstoffqualitätsstähle und niedriglegierte Einsatzstähle.

c) Hochlegierte ferritische und austenitische nichtrostende Stähle.

Die erzielte Zerspanbarkeit des eingenommenen Qualitätssortimentes der Stähle entspricht vollkommen den Forderungen der modernen Ausrüstung und der Zerspanungstechnologie. Die geleistete Arbeit stellt einen grossen Beitrag der Forscher zur Erhöhung des Stahlgüteniveaus und zu der Verminderung der Verarbeitungskosten der Stähle in der Metallverarbeiteten Industrie.

SUMMARY

The free-cutting steel is a special product of Jesenice ironworks in the program of cold worked rod steel. The research work to develop this free-cutting steel lasted over ten years. Production and the quality are satisfactory. 10,000 tpy of free-cutting steel represent about 50 % of the total amount of cold worked rod steel in Jesenice ironworks.

The research work was cooperated with steel consumers, with Institute of metallurgy, and the Faculty of Mechanical Engineering in Ljubljana. The following basic problems had to be solved in order to obtain high machinability of steel:

1. technology of adding sulphur, phosphorus, nitrogen, and lead

2. controlled deoxidation and thus controlled oxygen content in steel

3. correct steel microstructure and hardening in final working of steel

The used manufacturing program of steel includes:

a. quality carbon steel with high machinability

b. quality carbon and low-alloyed steel for cementation

c. high-alloyed stainless steel of ferrite and austenite type

The achieved machinability and the developed manufacturing program completely satisfy the demands of modern equipment and the technology of machining. The achieved research represent a great contribution of investigators in the improvement of steel quality and the reduction of costs for steel machining in metal industry.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Стали для обработки на автоматах — автоматные стали — представляют собой в металлургическом заводе Железарна Есенице в пределах программы разработки холодной прутковой стали специальное изделие.

После свыше 10-ти летних исследований в металлургическом заводе Есенице работы, что касается промышленного производства, а также и качества стали, успешно закончены. Годовое производство автоматной стали представляет прибл. 10000 т., т. е. прибл. 50 % совокупного количества прутковой стали для холодной переработки в Железарне Есенице.

Исследования велись в тесном сотрудничестве с потребителями стали и при помощи металлургического завода и факультета машиноведения в Любляне. Цель работ была достижение высокой обрабатываемости стали. Для этого было необходимо разрешить следующие ключевые вопросы:

1. технология добавки серы, фосфора, азота и свинца;

2. контролируемо раскисление, а с этим контроль над содержанием кислорода в стали;

3. правильная конфигурация микроструктуры стали и соответствующее упрочнение при заключительной обработке.

Освоение охватило следующий ассортимент сталей:

а) качественные углеродистые стали с высоким индексом обрабатываемости;

б) качественные малолегированные стали для цементации;

в) высоколегированные нержавеющие стали ферритного и аустенитного типа.

Полученная обрабатываемость и освоенный ассортимент сталей в полностью соответствовал требованиям современного оборудования и технологии обработки резанием. Выполненные работы представляют большой вклад исследователей к повышению уровня качества и уменьшения расходов при обработке этих автоматных сортов сталей в промышленной переработки.

Nerjavno jeklo za turbinske lopatice s 13% Cr

UDK: 669.14.018.8

ASM/SLA: SS-d

Bogdan Stocca Janez Mesec

Ugotavljali smo vpliv vsebnosti ogljika in niklja na lastnosti jekel za izdelavo vodnih turbin. Izdelali smo preiskave mehanskih lastnosti v litem, kovanem in poboljšanem stanju. Preiskali smo varilne sposobnosti jekel ter njihove mehanske karakteristike.

SPLOŠNO

Jeklo s 13% Cr že nekaj let uspešno uporabljamo za izdelavo raznih delov vodnih turbin, in to predvsem takih delov, ki so najbolj obremenjeni. Zaradi številnih prednosti je to jeklo v celoti nadomestilo druga jekla, ki so jih pred tem uporabljali v te namene. Te prednosti so naslednje:

1. visoke vrednosti trdnosti, meje plastičnosti, razmerje σ_v/σ_m , žilavosti in predvsem odlična odpornost proti utrujanju;

2. dobra korozijska obstojnost v utrujenem stanju materiala in zelo dobra odpornost proti kavitaciji;

3. velika odpornost proti abraziji in eroziji;

4. dobra varilna sposobnost.

Da bi zagotovili navedene lastnosti, se je razvilo jeklo, legirano:

— z nizko vsebnostjo ogljika zaradi zmanjšanja nevarnosti utrjevanja po varjenju;

— z nikljem, ki nam zagotavlja popolno martenzitno pretvorbo brez prisotnosti feritne faze, kar ugodno vpliva na preoblikovalnost in na korozijsko obstojnost;

— z molibdenom, ki izboljšuje korozijsko obstojnost;

— s 13% Cr kot osnovnega elementa.

Do sedaj so turbinske lopatice izdelovali in jih še izdelujejo v litem stanju. Vlivanje lopatic pa ima svoje slabe strani, ki se kažejo predvsem v zunanjih luknjicah in notranjih mehurjih, kar povzroča nehomogenost odlitkov in veliko nevarnost, da bi prišlo zaradi teh napak do težkih okvar med obratovanjem turbin. Vlivanje pa prinaša še drugo težko pomanjkljivost, in sicer nevarnost večjih ali manjših deformacij, ki nastanejo pri ohlajanju odlitkov. Velike so tudi nevarnosti deformacij, ki lahko nastanejo pri varjenju lopatic in pri odstranjevanju raznih napak.

Zato, da bi se navedenim težavam, ki jih prinaša lito stanje, izognili in da bi izdelali strukturno ustrežnejše jeklo, smo prišli do zaključka, da bi jeklo najprej izvaljali v debelo pločevino, iz debele pločevine pa bi kasneje izdelovali lopatice z vročim oblikovanjem na stiskalnicah. Ker pa nam ni bilo poznano, kako se ta jekla obnašajo pri vroči predelavi in kakšne so njihove mehanske lastnosti v predelanem in toplotno obdelanem stanju, smo izdelali tozadevne preiskave.

V tem članku bomo objavili le rezultate mehanskih preiskav in rezultate, ki smo jih dosegli pri varjenju, medtem ko bomo rezultate preiskav plastičnosti pri temperaturah vročega preoblikovanja objavili v eni od naslednjih številok *Zelezarskega zbornika*.

IZDELAVA SARŽ

Ker imata ogljik in nikelj primarni vpliv na prej navedene karakteristike, smo naše preiskave usmerili k iskanju vplivov teh dveh elementov na razne lastnosti tega jekla. Krom in molibden pa smo obdržali v konstantnih mejah. V ta namen smo izdelali šest različnih variant jekel z vsebnostjo ogljika 0,04 in 0,08% ter niklja z 2, 4 in 6%. Sarže smo izdelali v 5 kg VF talilni peči. Odlite bloke smo prekovali v palice, kvadratnega preseka 12 mm za preiskave zarezne udarne žilavosti, v palice premera 10 mm za ostale mehanske preiskave in v ploščice debeline 10 mm za preiskave varjenja. Kovali smo v temperaturnem območju 1100–900°C. Po končanem kovanju smo palice in ploščice ohlajevali na zraku do sobne temperature.

Sarže so imele naslednjo vsebnost elementov:

Tabela I.:

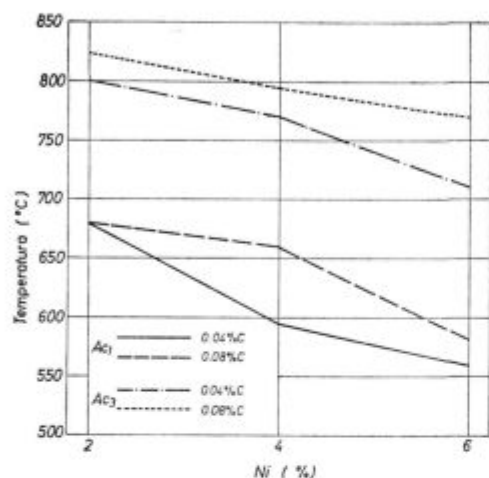
Varianta	Kemična analiza v %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
1	0,04	0,26	0,55	0,015	0,014	12,95	2,11	0,48
2	0,04	0,25	0,59	0,015	0,013	12,65	4,08	0,50
3	0,03	0,27	0,62	0,016	0,012	12,75	6,00	0,50
4	0,08	0,25	0,53	0,017	0,008	13,00	2,23	0,45
5	0,07	0,25	0,60	0,017	0,013	12,70	4,15	0,47
6	0,08	0,25	0,61	0,017	0,015	12,70	6,06	0,45

Bogdan Stocca, dipl. inž., višji strokovni sodelavec *Zelezarne Jesenice*

Janez Mesec, dipl. inž., višji strokovni sodelavec *Zelezarne Jesenice*

DILATOMETRSKA ANALIZA

Preden smo pristopili k preiskavam mehanskih lastnosti in varjenja, smo želeli ugotoviti za posamezne variante temperature premenskih točk. Premenske točke smo določevali na Leitzovem dilatometru pri hitrosti ogrevanja 3—4^o C/minuto in z naknadnim nekontroliranim ter sorazmerno hitrim ohlajanjem v pečici dilatometra. Atmosfera je bila sestavljena iz argona in vodika. Kakor je iz diagrama na sliki 1 razvidno, smo ugotovili naslednje:

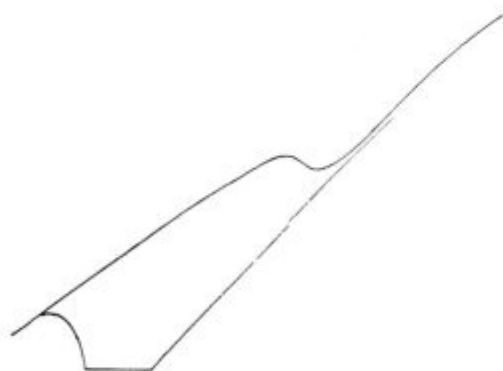


Slika 1

Gibanje premenskih točk A_{c1} in A_{c3} v odvisnosti od ogljika in niklja

Fig. 1

Shifting of A_{c1} and A_{c3} transformations points depending on carbon and nickel content



Slika 2

Potek dilatometrijske krivulje jekla variante 4

Fig. 2

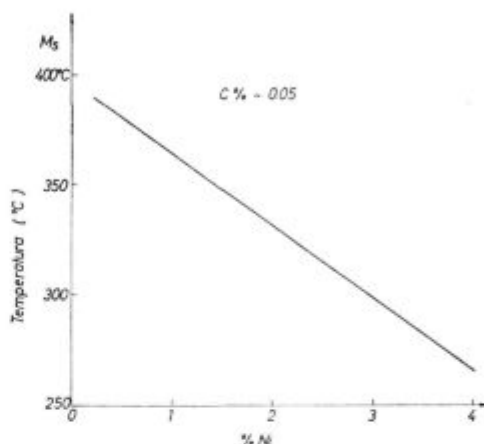
Dilatometric curves for steel No. 4

— pri enaki vsebnosti ogljika točke A_{c1} in A_{c3} padajo z naraščajočo vsebnostjo niklja,

— pri enakih vsebnostih niklja točke A_{c1} in A_{c3} naraščajo z naraščajočo vsebnostjo ogljika.

Slika 2 pa nam prikazuje dilatometrijsko krivuljo ogrevanja in ohlajevanja jekla variante 4, v kateri je razvidna pretvorba v martenzitno strukturo.

Dejanske temperature nastanka premene M_s v odvisnosti od vsebnosti niklja pri 0,05 % C nam prikazuje slika 3.



Slika 3

Spremembe točke M_s v odvisnosti od vsebnosti Ni

Fig. 3

Shifting of M_s point depending on the nickel content

TRDOTA IN ŽILAVOST LITE STRUKTURE

Za preiskavo trdote lite strukture smo od vsake variante oddvojili po en blok. Te bloke smo prerezali na polovici višine prečno na glavno os bloka. Na brušenih presekih smo nato merili trdoto rob-sredina-rob in ugotovili naslednje vrednosti: tabela II.

Vrednosti trdote so precej nihale, vendar ni bilo opaziti, da bi bila trdota na robu višja od trdote v sredini bloka. Variante z višjo vsebnostjo ogljika so imele višjo trdoto. Vrednosti trdote so sorazmerno visoke. Poleg preiskav trdot smo na litih blokih izdelali še preiskave udarne zrezne žilavosti. Preizkušance smo izrezali iz sredine blokov, in sicer tako, da je presek ob zarezi preizkušanca ležal vzporedno z glavno osjo bloka. Preizkušance smo izdelali z DVM zarezo. Rezultati, ki smo jih ugotovili na normalnih preizkušancih, so bili naslednji: tabela III.

Tabela II.:

Varianta	1	2	3	4	5	6
HB	350—380	280—340	270—322	360—380	340—362	313—342

Tabela III.:

Varianta	1	2	3	4	5	6
ρ DVM kpm/cm ²	3—4	4—4,5	4—5	4,0	4—5	4,5

Tabela IV.:

Varianta	1	2	3	4	5	6
ρ DVM kpm/cm ²	6,3—6,8	7,8—8,0	8,6—9,0	6,8—7,3	8,9—9,4	8,0—8,6

MEHANSKE LASTNOSTI V ŽARJENEM STANJU

Na vseh šestih variantah smo izdelali preiskave mehanskih lastnosti v žarjenem stanju. Kovane palice smo žarili pri temperaturi, ki smo jo zasledili v literaturi in v nekaterih tehničnih navodilih, to

Tabela V.:

Varianta	σ_v kp/mm ²	σ_m kp/mm ²	δ_5 %	ψ %	HB kp/mm ²	ρ_{DVM} pri 20 °C kpm/cm ²
1	81,0	89,9	16	64,1	265	7,0—7,5
2	82,5	92,4	15	63,7	270	8,0—9,0
3	85,0	93,9	14	62,3	260	7,5—8,3
4	87,0	97,0	14	62,0	280	7,1—7,4
5	87,5	97,0	15	63,6	285	9,0—9,4
6	88,0	98,0	15	61,0	285	7,6—8,3

POBOLJŠANJE

Izdelali smo še preiskave mehanskih lastnosti v popljšanem stanju. Na predhodno žarjenih preizkušancih smo izvedli najprej kaljenje s temperature 1000 do 1050° C. Po 15 minutnem zadrževanju na temperaturi kaljenja smo vzorce ohladili na zraku do sobne temperature. Kaljenje in kasnejše popuščanje smo izvedli na preizkušancih debeline 10 mm.

Ugotovili smo naslednje vrednosti trdote:

Tabela VI.:

Varianta	HR _c	
	1000 °C	1050 °C
1	38—41	38—42
2	40—41	39—41
3	39—42	39—42
4	41—43	43—44
5	42—43	42—43
6	42—43	41—42

ZILAVOST KOVANEGA STANJA

Preizkušance za preiskave udarne zarezne žilavosti smo izdelali iz enega dela palic, ki smo jih po kovanju ohlajevali prosto na zraku. Preizkušance smo porušili na Charpyjevem kladivu. Kakor je iz naslednje tabele razvidno, smo dosegli precej visoke vrednosti. Nekoliko nižje so le vrednosti variant z nižjo vsebnostjo niklja. Tabela IV.

je pri 800° C. Palice smo držali 2 uri na temperaturi in nato ohlajevali počasi v peči do sobne temperature.

Rezultati, ki smo jih dosegli, so navedeni v tabeli V. Razviden je precejšen raztros vrednosti žilavosti.

Iz navedenih tabelaričnih podatkov je razvidno naslednje:

— ni bistvene razlike v trdoti med preizkušanci, ki so bili kaljeni s temperature 1000° C ali 1050° C;

— vsebnost niklja (od 2—6 %) nima skoraj nobenega vpliva na trdoto jekla;

— variante z višjo vsebnostjo ogljika H imajo le nekoliko višje trdote.

Poleg preiskav trdote smo na kaljenih preizkušancih izdelali še metalografske analize. Glede na temperaturo kaljenja in varianto nismo ugotovili bistvenih razlik v strukturah. Slika 4 nam prikazuje kaljeno strukturo variante 2 in slika 5 variante 5.

Glede na prej navedene ugotovitve o vplivu temperature na trdoto materiala in glede na dosežene strukture smo si za nadaljnje preiskave izbrali temperaturo kaljenja 1050° C, ki jo tudi priporoča literatura.



Slika 4

Martenzit + bainit. Kaljeno s 1050 °C — 100 ×

Fig. 4

Martensite and bainite. Quenched from 1050 °C 100 x

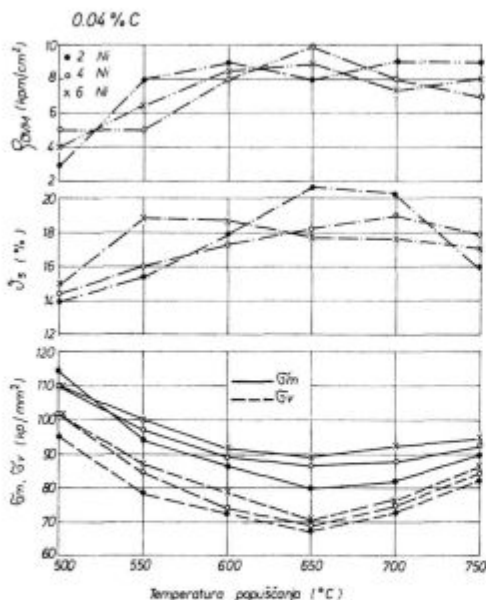


Slika 5

Martenzit + bainit. Kaljeno s 1050 °C — 100 ×

Fig. 5

Martensite and bainite. Quenched from 1050 °C 100 x

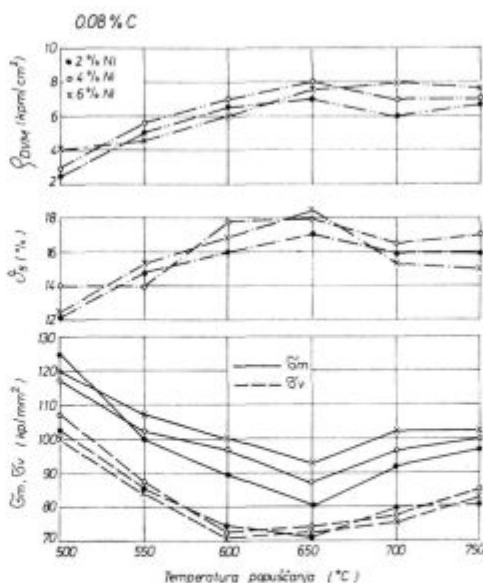


Slika 6

Mehanske lastnosti v poboljšanjem stanju

Fig. 6

Mechanical properties in tempered state



Slika 7

Mehanske lastnosti v poboljšanjem stanju

Fig. 7

Mechanical properties in tempered state

Da bi ugotovili potek mehanskih lastnosti v poboljšanjem stanju, smo kaljene preizkušance popuščali v temperaturnem območju 500—750° C s 60-minutnim zadrževanjem na temperaturi in s počasnim ohlajevanjem v peči.

Rezultati, ki smo jih dosegli, nam prikazujeta sliki 6 in 7.

Iz navedenih diagramov je razviden ugoden potek mehanskih lastnosti v temperaturnem območju med 600—650° C.

VARJENJE

Ena od glavnih karakteristik martenzitnega nerjavnega jekla s 13 % Cr naj bi bila njegova dobra varilna sposobnost. Z varjenjem naj bi se na turbinah odpravile razne napake, ki nastanejo zaradi erozije, abrazije, kavitacije ter druge napake, med katerimi moramo omeniti razpoke zaradi utrujanja itd. Se bolj pomembno pa je varjenje posameznih delov turbin v celoto. Nič manj pomembne niso mehanske lastnosti varov. Vari naj bi imeli naslednje karakteristike:

- trdota naj ne bi bila v nobenem delu vara višja od 400 HB,
- vrednosti žilavosti vara ne bi smele biti nižje od 6 kpm/cm².

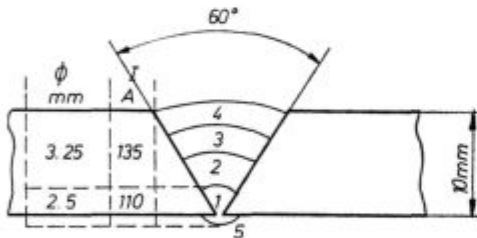
Varjenje smo preiskovali na vzorcih vseh šestih variant. Kot dodajni material smo uporabljali elektrodo, ki jo proizvaja železarna Jesenice pod imenom Inox 13/6 Fe, torej elektrodo, ki ima naslednjo sestavo:

H	0,05— 0,07 %
C	0,06— 0,08 %
Si	0,25— 0,35 %
Mn	0,45— 0,55 %
Cr	12,0 —13,0 %
Ni	5,0 — 5,5 %
Mo	0,45— 0,55 %

To elektrodo smo namenoma izbrali zaradi ugodnega vpliva niklja na stabilizacijo avstenita. Vseh šest variant smo varili pod naslednjimi pogoji:

- debelina osnovnega materiala 10 mm
- oblika zvara V zvar
- odprtina špranje 1 mm
- dimenzija elektrod \varnothing 3,25 mm
- dimenz. elektrod za koren in popravo korena \varnothing 2,5 mm
- položaj varjenja vodoravni
- vrsta toka enosmerni (+)
- predgrevanje 100° C
- jakost in napetost varilnega toka za dimenzijo elektrode \varnothing 3,25 mm 135 A/22 V
- jakost in napetost varilnega toka za dimenzijo elektrode \varnothing 2,5 mm 110 A/22 V
- ohlajanje vmesnih slojev na 150° C
- število varov 3 + 2 = 5

Ostale podatke vara nam prikazuje slika 8.

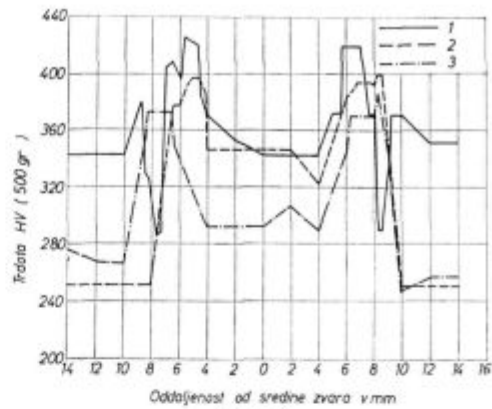


Slika 8
Shema pogojev varjenja
Fig. 8
Scheme of the welding parameters

Na vseh izdelanih varih smo ugotavljali potek trdote po vsej širini vara, in to na srednjem delu, gledano po višini vara. Rezultate, ki smo jih dosegli na toplotno neobdelanih varih, nam prikazuje sliki št. 9 in 10.

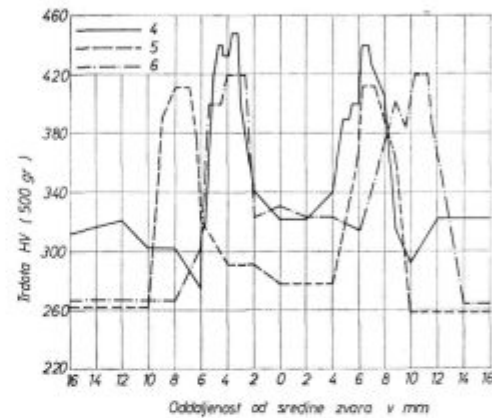
Iz navedenih diagramov je razvidno naslednje:

- trdote varov variant z višjo vsebnostjo ogljika (0,08 %) so višje od trdot variant z nižjo vsebnostjo ogljika (0,04 %),
- z naraščajočo vsebnostjo niklja in pri enaki vsebnosti ogljika trdota vara pada,
- trdota po preseku vara zelo niha. Najvišjo trdoto smo dosegli v prehodni coni, najnižjo pa v sredini vara.



Slika 9
Potek trdot varov pri variantah 1, 2, 3

Fig. 9
Hardnesses of welds in variants Nos. 1, 2, and 3



Slika 10
Potek trdot varov pri variantah 4, 5, 6

Fig. 10
Hardnesses of welds in variants Nos. 4, 5, and 6

— pri variantah z nizko vsebnostjo niklja (2 % Ni) opazimo močan padec trdote v prehodni coni, ki se drži osnovnega materiala, verjetno zaradi prehoda ogljika iz feritne faze v avstenitno.

Upoštevajoč dejstvo, da obstoji pri nizki vsebnosti niklja (2 % Ni) nevarnost nastanka feritne strukture, pri višjih vsebnostih (6 % Ni) pa nevarnost nastanka prevelikih količin zaostalega avstenita, kar vpliva na zmanjšanje razmerja med mejo plastičnosti in trdnostjo, in na osnovi vseh do sedaj ugotovljenih mehanskih lastnosti smo se odločili, da bomo preiskovali žilavost le na jeklu variante 5, uporabljajoč kot dodatni material elektrode Inox 13/6 Fe.

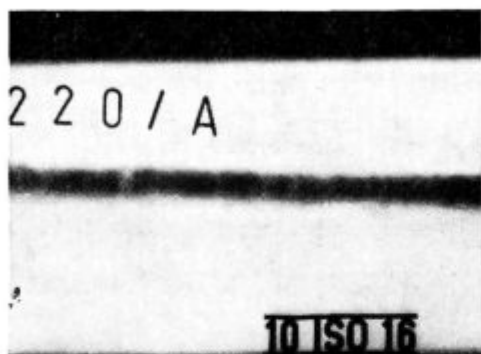
Rezultati, ki smo jih dosegli na toplotno neobdelanih varih, so bili naslednji:

Tabela II

	ρ_{DVM} kpm/cm ²
Osnovni material	7,8—8,4
Prehodna cona	6,0—6,5
Var	5,5—5, 5—6,0 5—6

Poleg navedenega smo izdelali še rentgenski posnetek takega vara, in kakor je iz slike 11 razvidno, so vari brez sleherne razpoke ali druge napake. Rentgenski posnetki so bili izdelani pod naslednjimi pogoji:

140 KV
4,6 mA
2 minuti



Slika 11
Rentgenski posnetek vara
Fig. 11
X-ray picture of the weld

ZAKLJUČEK

Pri preiskavah vpliva ogljika in niklja na fizikalne in mehanske lastnosti nerjavega jekla s 13 % Cr v različno obdelanem stanju smo ugotovili naslednje:

1. Točki A_{c1} in A_{c3} padata z naraščajočo vsebnostjo niklja.
2. Trdota lite strukture je pri variantah z nižjo vsebnostjo ogljika in enaki vsebnosti niklja, nižja.
3. Ni bistvenih razlik v vrednosti udarne zarezne žilavosti med posameznimi variantami lite strukture. Vrednosti žilavosti so nizke.
4. Ugodne so vrednosti udarne zarezne žilavosti vseh variant v kovanem stanju. Nekoliko nižja je le žilavost variante 1 in 4.
5. Ugodne so vse mehanske lastnosti v žarjenem stanju.
6. Variante z višjo vsebnostjo ogljika imajo nekoliko višjo trdoto v kaljenem stanju.
7. Najugodnejše rezultate pri popušcanju smo dosegli v temperaturnem območju med 600–650° C.
8. Trdota v prehodni coni vara močno narašča.
9. Trdota varov ni nikjer višja od 440 HV (415 HB), vendar zelo niha.
10. Vari, izdelani iz elektrode InOX 13/6 Fe, so brez napak.
11. Žilavost varov zelo niha.

Literatura

1. M. M. GLEIGNAUD — Note an sujet des eciers a 13 % de chrome. Revue de metallurgie — November 1966
2. Georg Fischer (Schweis), Hochfester: Stahlguss auf der Basis von 13 % Chrom mit gutes Schweissbarkeit Information
3. Zeitschrift für Schweisstechnik 1968, Volumen 12, stran 369–391

ZUSAMMENFASSUNUG

Nichtrostender Stahl mit 13 % Cr wird für die Herstellung der Wasserturbinenschaukeln angewendet. Die Schaukeln werden im Giessverfahren hergestellt. Um die Nachteile des Gusszustandes zu entfernen und die Stahleigenschaften zu verbessern, sind Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften und des Schweißens am verformten Stahl durchgeführt worden. Es sind sechs verschiedene Varianten der Stahlzusammensetzung mit

einem verschiedenen Kohlenstoff und Nickelgehalt hergestellt und deren Einfluss auf die Stahleigenschaften bestimmt worden. Gute Eigenschaften sind im geschmiedeten und vergüteten Zustand festgestellt worden. Die Anlasstemperatur betrug von 500–750 °C. Geschweisst wurde mit einer umhüllten Schweißelektrode INOX 13/6 Fe, die Härte und die Zähigkeit haben ausreichende Werte erreicht.

SUMMARY

Stainless steel with 13 % Cr is used for turbine blades. They are cast. In order to eliminate deficiency of the cast state and to improve the steel properties, the mechanical properties and weldability of worked steel were investigated. Six steel with various carbon and nickel contents were manufactured to determine the influence of the con-

tents of both alloying elements. Good properties were found in forged and tempered state. The samples were tempered in the 500 to 750 °C interval. INOX 13/6 Fe electrode was applied for welding and satisfactory hardnesses and toughnesses were achieved.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Нержавеющая сталь с 13 % Cr употребляется для изготовления лопаток паровых турбин. Лопатки изготавливаются в литом состоянии. С целью, чтобы устранить недостатки литого состояния и чтобы улучшить свойства стали выполнены испытания механических свойств и опытная сварка переработанной стали. Изготовлено шесть разных видоизменений этого сорта стали с различным

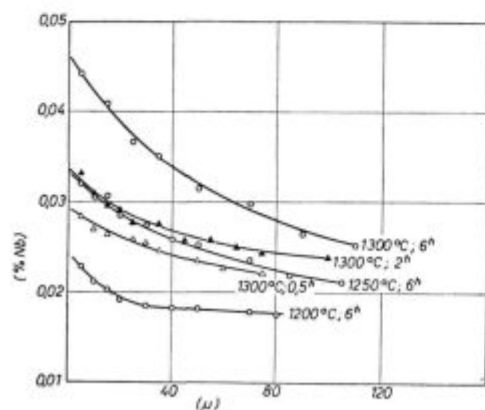
содержанием углерода и никеля и определено влияние этих элементов на механические свойства стали. Благоприятные свойства отмечены в ковком и улучшенном состоянии стали. Сброс напряжения выполняли при темп-ом интервале между 500–700° C. Сварка велась с электродом INOX 13/6 Fe и дала удовлетворительные результаты твердости и вязкости испытанных образцов.

Tehnične novice

10000 ur dela na elektronskem mikroanalizatorju na Metalurškem inštitutu v Ljubljani

Franc Vodopivec, Boško Ralič

V marcu letos smo dosegli ta jubilej. Prav je, da s kratkim pregledom izvršenega dela odgovorimo na vprašanje, ali je bila v letu 1969 utemeljena postavitev precej drage raziskovalne aparature in ali so bila za to koristno uporabljena sredstva, potrebna za njeno nabavo. Elektronski mikroanalizator je bil nabavljen s sredstvi sklada Borisa Kidriča (sedaj raziskovalna skupnost Slovenije), železarn Jesenice, Ravne in Store, Zavoda za avtomatizacijo, metalurškega odseka FNT, Zavoda za raziskavo materiala in konstrukcij, Inštituta za vakuumsko tehniko in avtomatiko in Metalurškega inštituta. Sredstva SBK so bila posojila z odplačilno dobo 7 let, sredstva iz železarn nepovratna dotacija, sredstva ostalih sovlagateljev pa je bilo potrebno odplačati z delom. Pri tem je treba upoštevati, da je bila obračunska vrednost učinkovite delovne ure pri tem odplačevanju le približno tretjina cene, ki jo je bilo potrebno tedaj plačevati v ZR Nemčiji in v Avstriji za enako delo. Tudi sedaj je cena delovne ure mnogo nižja kot v tujini. Ob odobritvi posojila se je moral MI obvezati, da ne bo kandidiral v direktni ali v indirektni obliki za sredstva SBK za delo na področju elektronske mikroanalize. To zahtevo smo dosledno spoštovali, zato smo od začetka razvijali metodiko dela le, če je bilo zanj naročilo z zagotavljenim plačilom. To je bilo koristno zato, ker smo morali uporabne analitske in raziskovalne rezultate plasirati na čimveč področjih in smo zato morali vzbuditi in vzdrževati zanimanje za delo, čeprav je elektronski mikroanalizator pri nas še vedno predvsem raziskovalna aparatura in se še ni uveljavil kot kontrolna aparatura. Delo gotovo ne bi doseglo takega kvantitetnega in kvalitativnega obsega na metodološkem področju brez sredstev, ki jih preko Udruženja Jugoslovenskih Željezara v Beogradu namenja metalurška industrija za osvajanje in napredek modernih raziskovalnih metod. Z večletnim usmerjenim delom, ki

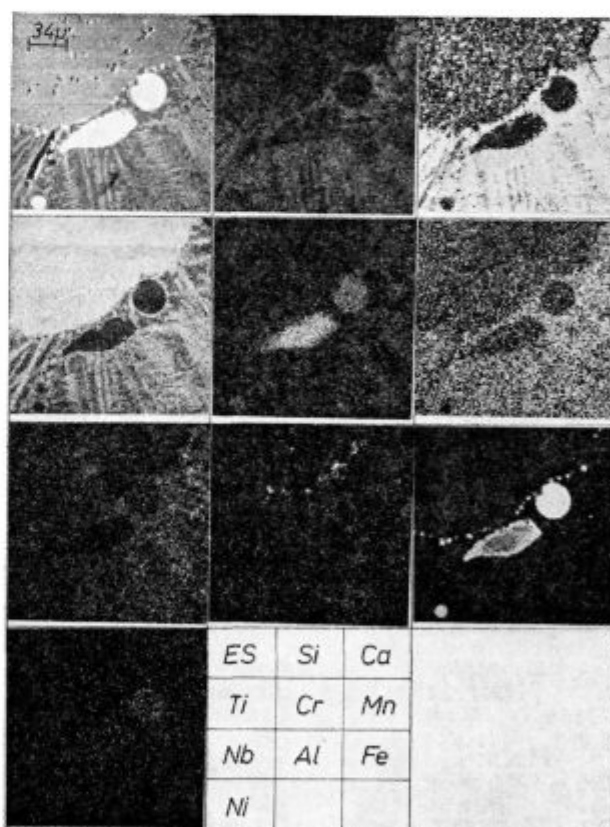


Slika 1

Gradient koncentracije niobija v bližini zrna niobijevega karbonitrida v mikrolegranem jeklu, ki je bilo homogenizirano različno dolgo pri različnih temperaturah

so ga ta sredstva omogočila, je bilo mogoče osvajati vse bolj zahtevne analize. Istočasno so ta sredstva omogočila mnogo preiskav in raziskav po neposrednih in posrednih naročilih in železarn in s koristnimi dognanji utemeljila vrednost in pomen elektronske mikroanalize za poznavanje fizikalno-metalurških pojavov v kovinah.

Mnenja ob nabavi aparature niso bila enotna v tem, ali bo MI z delom dokazal, da je bil upravičeno izbran za lokacijo, kjer naj se postavi aparatura. Izvršeno delo dokazuje, da so bili dvomi brez osnove, saj smo usluge uspeli plasirati na številna področja in so številne delovne organizacije stalni naročniki uslug. V celoti gledano je



Slika 2

Posnetki površinske analize v elektronskem mikroanalizatorju: ES — elektronski posnetek; Si, Ca, Ti itd. — specifični × posnetki za različne elemente

Posnetki prikazujejo porazdelitev sestavnih elementov med različnimi komponentami mikrostrukture žilindre rutilne elektrode

bila usmeritev dela bolj uporabniška kot usmeritev dela na raziskovalnih aparaturnah podobne komercialne vrednosti, ki so bile pri nas nabavljene z večjo ali manjšo udeležbo družbeni sredstev ali celo z družbeno dotacijo. Opravljeno delo končno tudi dokazuje, da je bil upravičen sklep, da se nabavi aparaturne, ki je bila že preizkušena v številnih laboratorijih v drugih državah, od katere je pričakovati manj motenj pri delu, ne pa dražja aparaturne modernejše izvedbe, ki so jo proizvajalci ravno tedaj komercialno ponujali. V 8 letih dela so bili samo trije primeri, ko so se analitske možnosti nabavljenega mikroanalizatorja pokazale nezadostne, da bi lahko izvršili zahtevane analize.

Skupno smo dosedaj enkrat ali večkrat in v različnem obsegu analizirali različne vzorce iz 85 delovnih organizacij vseh jugoslovanskih republik in obeh avtonomnih pokrajin. Te delovne organizacije so s področja črne in barvne metalurgije, rudarstva, industrije nekovin in gradbenega materiala, energetike, elektronike, predelovalne industrije, različne raziskovalne institucije s področij metalurgije, kemije trdnega stanja, geologije in mineralogije, elektrotehnike in elektronike, medicine in stomatologije ter družbenih dejavnosti (npr. sodišča, muzeji in podobno). O delu je bilo pripravljeno skupno 524 krajših poročil in ekspertiz. Analize na mikroanalizatorju so bile uporabljene pri pripravi 82 večjih poročil o raziskovalnih in razvojnih nalogah na MI in v pomoč številnih raziskovalnih poročil v drugih delovnih organizacijah. Rezultati so bili uporabljeni pri pripravi 21 doktorskih disertacij in 23 magistrskih del po skoraj vsej Jugoslaviji. Rezultati analize na mikroanalizatorju in metodika teh analiz so bile uporabljene za pripravo 20 člankov v domačih strokovnih revijah in 18 člankov v tujih strokovnih publikacijah. Uporabljeni so bili za pripravo 24 predavanj na strokovnih srečanjih doma in 7 predavanj na strokovnih srečanjih v tujini. Nimamo podatkov o uporabi vseh rezultatov dela, ki je bilo opravljeno po zunanjih naročilih, zato je skoraj goto-

vo, da ta okviren pregled ni zajel vseh strokovnih del, ki so osnovana ali podprta z analizami na elektronskem mikroanalizatorju.

Vsa našeta dela je pripravilo okoli 200 avtorjev in soavtorjev. Da bi pripravili podatke in dokumentacijo, ki je bila potrebna za vsa poročila, ekspertize, razprave, predavanja itd., je bilo potrebno posneti 21.500 elektronskih in elementnih posnetkov, izmeriti nad 50.000 lokalnih koncentracij elementov in posneti več od 5000 profilov koncentracij na črtah, kjer se je koncentracija menjala postopno ali skokoma. Analizirali smo večino elementov med natrijem in uranom do koncentracij v sledovih, tudi koncentracije nekaj deset ppm. Pri občutljivosti analize smo presegli mejo, ki jo je zagotavljal dobavitelj. Dokaz za to je slika 1, ki prikazuje porazdelitev Nb v intervalu koncentracije med 200 in 500 ppm in kjer je odstopanje v posameznih točkah manjše od 20 ppm.

Mogoče nič manj pomembna kot seznam opravljenega dela je ugotovitev, da je med enkratnimi ali večkratnimi naročniki dela tudi 49 delovnih organizacij, katerih osnovna dejavnost je neposredna proizvodnja, ne pa raziskovalna dejavnost. To kaže, da nam je uspelo elektronsko mikroanalizo približati raziskovalni in proizvodni dejavnosti. Ta kratek prikaz smemo zaključiti z ugotovitvijo, da je opravljeno delo trden dokaz, da so bila sredstva za nabavo elektronskega mikroanalizatorja koristno naložena v napredek raziskovalnega in razvojnega dela na mnogih področjih. Nemoteno delo je dokaz smotrnosti pri izbiri aparature, pri kateri so bile kot osnovni pogoj upoštevane ocene domačih realnih raziskovalnih potreb, ne pa prestiž, ki bi lahko tehtnico prevesil v prid modernejši in dražje aparature, s katero bi lahko opravili enako delo, pri tem pa imeli verjetno mnogo več skrbi z vzdrževanjem. Opravljeno delo je končno tudi dokaz, da je Metalurški inštitut sposoben nabaviti in uspešno organizirati delo na dragi raziskovalni napravi, ki je lahko polno izkoriščena samo, če dela za mnoge odjemalce.

Razvoj tehnologije in novih vrst jekel na področju hladnega vtiskovanja

Rodič Jože, Pšeničnik Jože

(Povzetek predavanja na XXI. posvetovanju strokovnjakov iz podjetij črne in barvne metalurgije ter livarstva Slovenije 7.—8. 10. 1976 v Portorožu)

Resumé:

Postopek izdelave orodij s hladnim vtiskovanjem se v zadnjem času vse bolj uveljavlja tudi v naši predelovalni industriji pri izdelavi najrazličnejših matric, zahtevnih orodij za litje pod pritiskom, za stiskanje in brizganje, za manjše utope in kalupe.

Postopek hladnega vtiskovanja se je uveljavil predvsem zato, ker je orodja mogoče natančneje in ceneje izdelati kot pozitiv z zunanjo obdelavo, kakor pa z notranjo obdelavo pri izdelovanju gravur.

S pomočjo poenostavljenih skic je razložen postopek, nekaj slik pa ponazarja tok materiala in dogajanje med izvajanjem plastičnega preoblikovanja pri tem postopku.

Kriteriji za izbiro jekel, konstituiranje orodij in za izvajanje postopka so samo nakazani.

Kratko so opisane dosedanje domače izkušnje na tem področju, kjer je sicer manj obsežno sodelovanje vzorno potekalo.

Na koncu je podan zelo obširen pregled literature, ki bo predstavljal dragocen pripomoček vsem tistim, ki se začenejo ukvarjati s to problematiko, pa tudi tistim, ki imajo na tem področju že veliko izkušenj.

RAZVOJ TEHNOLOGIJE IN NOVIH VRST JEKEL NA PODROČJU HLADNEGA VTISKOVANJA

Postopek izdelave orodij s hladnim vtiskovanjem je že dolgo poznan, vendar je do uvedbe v proizvodnjo in širšo uporabo preteklo precej časa. Pri nas predstavlja ta tehnologija novost in šele v zadnjih letih si na tem področju sistematično nabiramo prve dragocene izkušnje. Po začetnih uspehih je zanimanje za postopek hladnega vtiskovanja vedno večje.

Hladno vtiskovanje ima pri izdelavi orodij zahtevnih vdolbenih oblik veliko prednosti pred klasično izdelavo, zahteva pa veliko izkušenj in ustrezno opremo. Prav to je glavna ovira v razvoju in razlog za razmeroma počasno uveljavljanje tega izredno pomembnega postopka.

Postopek hladnega vtiskovanja pri izdelavi najrazličnejših matric, zahtevnih orodij za litje kovin pod pritiskom, za stiskanje in brizganje umetnih snovi, pa tudi za stiskanje in kovanje, za utope in kalupe ali oblikovane kokile se je razvil zato, ker je orodja (pestiče, žige) mogoče natančneje in ceneje izdelati kot pozitiv z zunanjo obdelavo, oziroma s površinskim oblikovanjem, kakor pa z notranjo obdelavo pri izdelovanju gravur.

Uporabnost vtiskovanja je omejena v glavnem z velikostjo prečne površine pestiča zaradi dosegljivosti pritiska na stiskalnicah.

Sicer pa je področje uporabnosti tega tehnološkega postopka izredno široko v industriji umetnih snovi, v kovaški industriji majhnih izdelkov iz lahkih in barvnih kovin ali zlitin kakor tudi iz jekla, v industriji jedilnega pribora, v vijačni industriji, v industriji vozil in strojev, armatur, v urarski industriji, v gumarski industriji in steklarstvu, v prehranski industriji in še na mnogih drugih manjših področjih.

Za uspešno vtiskovanje s sprejemljivimi pritiski mora imeti uporabljeno jeklo za matrice posebne lastnosti.

Trdota mora biti čim nižja in mikrostruktura posebno prilagojena najboljši preoblikovalni sposobnosti. Samo po sebi je razumljivo, da je odločilnega pomena že izbira vrste jekla, vsekakor pa je poleg tega potreben specialni postopek mehkega žarjenja. Jeklo za hladno vtiskovanje ne sme biti preveč nagnjeno k utrjevanju pri deformiranju v hladnem, ker bi morali vtiskovalec prevečkrat vmesno rekristalizacijsko žariti.

Izbira jekla in njegovega stanja je odvisna od namena uporabe in od potrebne vtiskovalne globine.

Z dobro izvedenim vtiskovanjem dobimo orodja — matrice z odlično kakovostjo površine in serijo orodij enakih oblik ter točnosti.

Pri hladnem vtiskovanju so seveda odločilnega pomena vtiskovalna orodja — pestiči.

Pestič kot orodje — pozitivno vtiskujemo v matrico — negativ izdelka.

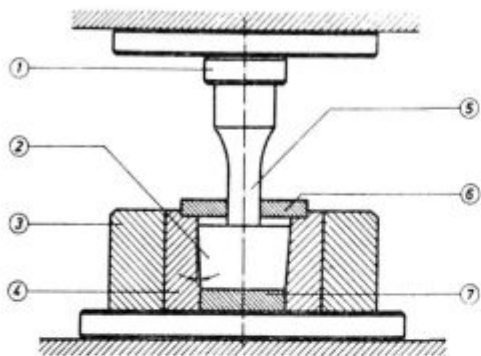
Pestič mora biti izdelan iz primerne orodnega jekla in toplotno obdelan — kaljen in popuščan — na trdoto, ki zagotavlja najboljše kombinacijo tlačne trdnosti, odpornosti proti obrabi in žilavosti. Od primera do primera in od karakterističnih konstrukcijskih oblik pestiča ter delovnega tehnološkega postopka je odvisno, katera lastnost v tej kombinaciji prevladuje. Tanki in dolgi pestiči s tankimi robovi na gravuri in predvsem pestiči nesimetričnih oblik zahtevajo največjo žilavost, orodja za vtiskovanje enostavnih oblik s plitkimi gravurami naj imajo višjo trdoto in večjo tlačno trdnost, pestiči enostavnih oblik za globoke vtiske pa morajo imeti zadostno odpornost proti obrabi. Prav to lahko z mnogimi postopki kemijsko — termične površinske toplotne obdelave, z različnimi površinskimi prevlekami orodij in s posebnimi premazi bistveno izboljšamo.

Pestič odtisne v matrici zrcalno obliko in tako dobimo orodje, v katerega vlivamo, brizgamo, stiskamo ali kujemo izdelke.

Jeklo za matrice mora biti pri taki tehnologiji pač čim mehkejše in sploh kolikor mogoče najboljše sposobno za vtiskovanje. Te lastnosti pa moramo razumeti zelo relativno, saj uporabljamo za matrice najrazličnejše vrste jekel, od najmehkejših nelegiranih do brzoreznih. Matrice, ki smo jih izdelali s hladnim vtiskovanjem, uporabljamo v proizvodnji izdelkov iz plastičnih mas, raznih barvnih kovin in zlitin ter najrazličnejših vrst jekel. Razumljivo je, da za oblikovanje najmanj zahtevnih plastičnih mas za došča najmehkejše jeklo, da za litje in stiskanje jeklenih izdelkov zahtevamo visokolegirano specialno jeklo z največjo popuščno obstojnostjo, da za udarno oblikovanje jeklenih izdelkov potrebujemo matrice iz obrabno obstojnih in žilavih specialnih orodnih jekel itd. Pri oblikovanju kemijsko agresivnih snovi morajo biti matrice iz posebnih nerjavnih, oziroma kemijsko obstojnih jekel. Pri tako različnih jeklih za matrice je razumljivo, da so zahteve, ki jih morajo zadovoljevati pestiči, in tudi pogoji vtiskovanja izredno različni. Prav zato ni splošno veljavnih pravil, ampak so za uspešno vtiskovanje in ekonomsko tehnični napredek na tem področju odločilne predvsem sistematično dokumentirane, strokovno analizirane in predvsem smiselno izkoriščene izkušnje v danih primerih ob posameznih kombinacijah pestičev in matric.

Hladno vtiskovanje se izvaja z majhno hitrostjo na močnih hidravličnih stiskalnicah, ki so za kontrolirani potek vtiskovanja za ta namen prav posebno prirejene.

Hladno vtiskovanje s krčnim obročem prikazuje skica na sliki 1.

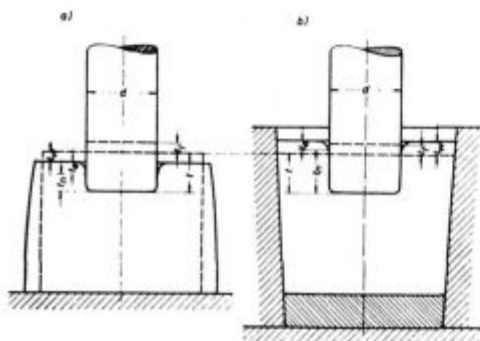


Slika 1

Hladno vtiskovanje s krčnim obročem²

- 1 — Tlačna plošča, 2 — Matrica, 3 — Zunanji krčni obroč,
4 — Notranji krčni obroč, 5 — Vtiskovalni pestič, 6 —
Vodilni obroč, 7 — Podložna plošča

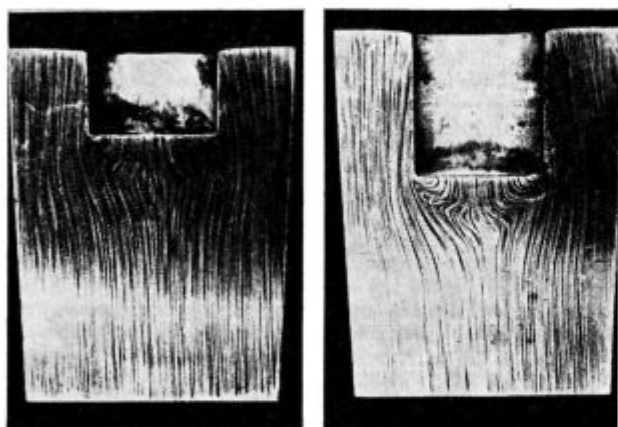
Pri hladnem vtiskovanju poznamo v principu dva različna načina: prosto vtiskovanje in vtiskovanje s krčnim obročem. Primerjavo obeh načinov prikazuje slika 2.



Slika 2

Globine vtiskovanja pri prostem vtiskovanju (a) in pri vtiskovanju s krčnim obročem (b)²

Način vtiskovanja je odločilnega pomena pri konstruiranju orodij, pri proračunu in izvedbi postopka. Razumljivo je, da je tok materiala pri obeh načinih bistveno različen, to pa je odločilno za potek napetosti, globino

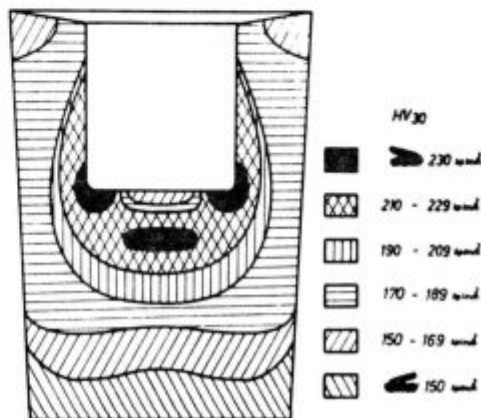


Slika 3

Potek vlaken v matrici izdelani s hladnim vtiskovanjem v krčnem obroču (jedkalo Oberhoffer)²
a) razmerje globine vtiskovanja in premera pestiča
 $t/d = 0,65$ b) $t/d = 1,10$

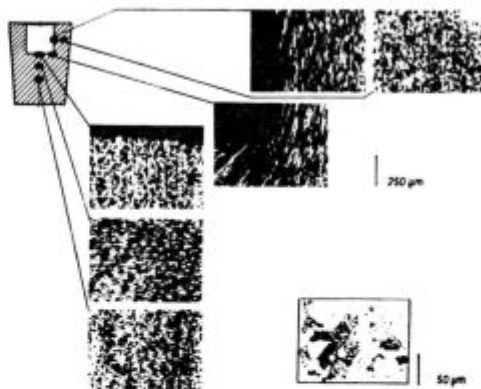
vtiskovanja, točnost gravur in s tem za uporabnost enega ali drugega postopka v določene namene. V glavnem je prosto vtiskovanje omejeno le na izdelavo plitkih gravur. Splošno prednost ima vtiskovanje s krčnim obročem, ki pa je za vtiskovanje globokih gravur edini uporaben postopek. Pri zelo globokih gravurah se poslužujejo večstopenjskega vtiskovanja ali pa tudi kombinacij mehanskega ali erozijskega oblikovanja vdolbin osnovne oblike, kateremu pa sledi »likanje« s kladnim vtiskovanjem, kar ob sprejemljivih stopnjah hladne deformacije zagotavlja visoko kakovost notranje površine matric.

Številne teoretične študije in preiskave praktičnih primerov so privedle razvoj do zelo nazorne predstave in obvladovanja toka materiala ter vplivov tega na spremembe trdot in mikrostrukture v posameznih primerih pod vplivom konstrukcijskih variant in variacij tehnoloških pogojev pri vtiskovanju. Za ilustracijo je bilo na posvetovanju prikazanih več primerov iz dokumentacije v Zvezarne Ravne 36, 38, 39.



Slika 4

Razporeditev trdot po osnem preseku hladno vtisnjene matrice² (sl. 3 b) iz jekla z 0,20 % C; 1,00 % Mn; 1,20 % Cr, 0,25 % Mo. Pred vtiskovanjem je bila trdota $HV_{30} = 145$ kp na kvadratni milimeter. Premer pestiča $d = 15$ mm in razmerje globine vtiskovanja in premera pestiča $t/d = 1,10$

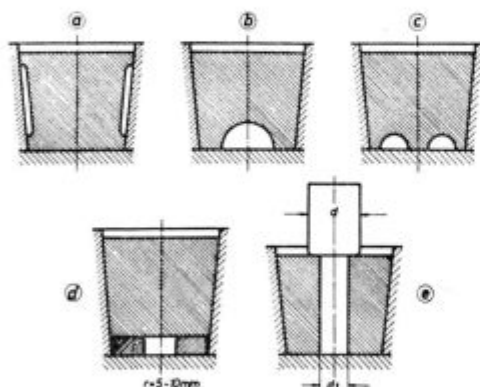


Slika 5

Vpliv hladnega vtiskovanja na spremembe mikrostrukture po osnem preseku matrice (sl. 3 b in 4). Desno spodaj je mikrostruktura pred hladnim vtiskovanjem. (Zvezarna Ravne)²⁴

Danes je tehnologija hladnega vtiskovanja razvita do takšne stopnje, da imamo za konstruiranje v dokaj obsežni literaturi mnogo praktičnih napotkov. Za vse potrebne izračune odpornosti sil in pritskov ter potrebnih karakteristik pri projektiranju tehnološke izvedbe postopka hladnega vtiskovanja imamo številne pripomočke v obliki

tabel in nomogramov, ki nam pristop k dogajanju med vtiskovanjem zelo približajo ter olajšajo pot do ugotovitve optimalnih pogojev za izvedbo uspešnega vtiskovanja. Za olajšanje toka materiala med vtiskovanjem in s tem za kompenziranje notranjih napetosti, trdot, mikrostrukturnih sprememb so poznani številni praktični ukrepi, (slika 6) Obravnavanje teh podrobnosti bi preseгло okvir namenjene informacije, zato naj zadošča pregled najpomembnejše literature za to področje.



Slika 6
Ukrepi za olajšanje toka materiala³

Jekla

Posebno pomemben pogoj pri izbiri jekel in dopustnih trdot za potrebe vtiskovalne globine in dopustne pritske je specifična vtiskovalna globina, ki predstavlja razmerje vtiskovalne globine in premera pestiča. Pri tem pa zopet odločajo karakteristike izbranih jekel za pestiče in matrice.

Z ozirom na izredno široko področje uporabnosti tega postopka se pri tem uporabljajo tudi najrazličnejše vrste jekel. Zato ne moremo na tem mestu obravnavati izbire jekel za posamezna področja, za kar lahko najdemo številne napotke v navedeni literaturi, ampak se bomo omejili le na dosedanje domače izkušnje v sodelovanju s potrošniki naših jekel. Na tem področju je bilo sodelovanje posebno plodno s podjetji

LAMA — Dekani,
Kovaška industrija — Zreče,
Iskra — elektromehanika Kranj.

S podjetjem LAMA — Dekani smo začeli v letu 1974 sistematično preizkušati uporabnost različnih vrst jekel za posamezne izdelke, in to v industrijskih pogojih z večjimi količinami. Največ je bilo hladno vtiskovanih matric za brizganje medenine in plastike.

Pri tem smo za matrice uporabljali orodna jekla za delo v vročem Č 9750 — utop Co 2; Č 6451 — utop 2 in Č 4751 — utop Mo 1 ali Č 4753 — utop MO 2, v nekaj posebnih primerih pa tudi jeklo za poboljšanje Č 4734 — VCMo 230.

Za pestične ali vtiskovalne trne smo uporabljali orodni jekli za delo v hladnem Č 4750 — OCR 12 extra in Č 4850 — OCR 12 VM ter brzorezno jeklo Č 7680 — BRM-2. Pri pogojih v tem podjetju je prioriteten vrstni red pri izbiri orodnih jekel za pestiče Č 7680 — BRM-2, Č 4750 — OCR 12 extra in Č 4850 — OCR 12 VM.

S podjetjem KI — Zreče smo že v letu 1973 začeli sodelovati pri prizkušanju jekel za hladno iztiskovanje. Za iztiskovalne trne so uporabili brzorezni jekle Č 7680 — BRM-2 in Č 9683 — BRU s trdoto 62,5 — 65,5 HRC. Pri tem se je za kasnejšo uporabo uveljavilo predvsem brzorezno jeklo Č 9683 — BRU. S tem so od prvotnih 3000 do 5000 iztiskanih kosov s postopnim izboljševanjem tehnologije iztiskovanja in z dodatnim nitriranjem dosegli zavidljivo vzdržljivost 30.000 kosov, kar je za te proizvode enako podatkom zahodnoevropskih proizvajalcev.

Uporabo različnih vrst jekel za pestiče in matrice je v ISKRI ob sodelovanju železarne Ravne obdelal Znidaršič z diplomskim delom. Tudi tu so bile prejšnje ugotovitve potrjene. Jeklo Č 4750 — OCR 12 extra je dalo povsem zadovoljive in nekoliko boljše rezultate kot jeklo Č 4850 — OCR 12 VM. Za zahtevnejše trne in predvsem za tiste z ostrejšimi robovi se je najboljšje izkazalo brzorezno jeklo Č 7680 — BRM-2, superbrzorezno jeklo Č 9683 — BRU pa je bilo pri tem nekoliko slabše.

BRM-2 ima prednost pred jekli tipa OCR 12 predvsem tam, kjer pri zahtevnejših pestičih pridejo do izraza finejši karbidi. Predvsem pa je potrebno brzorezno jeklo pri vtiskovanju v toplem zaradi značilne popuščne obstojnosti.

Za matrice je doslej največ izkušenj izbranih za jekla Č 4850 — OCR 12 VM, Č 4756 — OA 2, Č 4751 — utop Mo 1 in Č 4753 — utop Mo 2.

Za področje industrije plastičnih mas smo precej uporabljali dve vrsti jekla za cementacijo: Č 1220 — C 15, Č 4720 — ECMo 80 in nerjavno orodno jeklo Č 4770 — prokron 5.

Posebno področje pa predstavlja izdelovanje medalj, značk in podobnega, kjer so sicer ledeburitna orodna jekla Č 4750 — OCR 12 extra in Č 4850 — OCR 12 VM pokazala odlično vzdržljivost, vendar povzročajo z močnimi karbidnimi segregacijami precej težav pri graviranju žigov — pestičev. Praktične izkušnje so pokazale, da se na tem področju uporabnosti odlično obnaša jeklo Č 4756 — OA 2 za pestiče in matrice. Mogoče ga je zelo mehko žariti, pri čemer ima odlične sposobnosti za graviranje in vtiskovanje, kaljeno in popuščeno orodje pa dosega visoko žilavost in povsem zadovoljivo obrabno obstojnost.

V zadnjem času za potrebe hladnega vtiskovanja osvajamo novo orodno jeklo z 0,85 % C, 0,9 % Ni in 0,1 % V.

Po dosedanjih izkušnjah lahko nekako v splošnem ugotavljamo:

— trdota pestičev za vtiskovanje naj bo nad 61 HRC, ker prihaja pri nižjih trdotah do nakrčevanja;

— tako za pestiče kot za trne priporočamo jeklo, predalej po elektrožlindrinem postopku (EPZ), ker je čistejše in bolj homogeno;

— jeklo za izdelavo pestičev mora biti dobro prekontrolirano, da ne bi izdelovali pestičev iz kosov z manjšimi napakami, ki predstavljajo nevarne iniale razpok ali lomov;

— odločilnega pomena je kakovostna izvedba toplotne obdelave;

— pri jeklih, ki imajo izražen efekt sekundarne trdote, ima tudi ob enaki trdoti prednost popuščanja v območju nižjih temperatur zaradi tlačne trdnosti, ki je ob enaki trdoti po višjem popuščanju nekoliko nižja. Popuščanje v območju sekundarnih trdot priporočamo le takrat, kadar se trni še površinsko kemično termično obdelajo, npr. z nitriranjem po TENIFER postopku;

— jeklo za matrice mora biti specialno mehko žarjeno, ker je trdota in mikrostruktura odločilnega pomena. S posebnim mehkim žarjenjem se doseže znatno nižja trdota kot običajno.

Pregled uporabljenih jekel za matrice

	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	W %	Mo %	V %	Co %
Č 4751 — utop Mo 1	0,4	1		5			1,3	0,4	
Č 4753 — utop Mo 2	0,4	1		5			1,3	1	
Č 6451 — utop 2	0,3			2,5		5		0,4	
Č 9750 — utop Co 2	0,3			2,7			2,8	0,5	2,8
Č 4756 — OA 2	1		0,4	5			1	0,25	
Č 4734 — VCMo 230	0,29		0,95	2,5			0,20		0,15
Č 4720 — ECMo 80	0,15		1	1,2			0,25		
Č 1220 — C 15	0,15		0,3						
Č 4770 — prokron 5	0,5	0,5	0,5	14			0,4		

Pregled uporabljenih jekel za pestilce

	C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %	W %	Ni %	V %	Co %
C.7680 - BM-2	0,82			4		0,5	5	1,9	
C.9885 - BM	1,25			4		10	5,7	3,2	10,5
C.4710 - OCR 12 extra	1,65			12		0,5	0,6	0,1	
C.4850 - OCR 12 VH	1,55			12			0,9	1	
C.4756 - OA 2	1		0,6	5				0,25	
- 85 NOV 4	0,85					0,9		0,1	

Literatura:

- Sidan H.: Kalteisenken von Stählen für Kunststoff — Formwerkzeuge, Technische Rundschau Nr 37, 29. 8. 1969.
- Sidan H.: Formenbau 2 — Auswahl, Wärmebehandlung und Bearbeitung der Stähle für Formwerkzeuge in der Kunststofftechnik, Blaue TR — Reihe Heft 109, založba Technische Rundschau v Hallwag Verlag, Bern, Stuttgart.
- Haufe W.: Industrie-Anzeiger 77, 1955, S. 587 und 597.
- Thelning K. E.: Werkstatttechnik und Maschinenbau, 48, 1958, S. 209.
- VDI — Richtlinie 3170: Kalteisenken von Werkzeugen, 1961.
- Hoischen H.: Industrie — Anzeiger 89, 1967, Ausgabe »Werkzeugmaschine und Fertigungstechnik«, Teil II, Umformungstechnik, S. 1255.
- Bungrdt K. und Mülders O.: Archiv für Eisenhüttenwesen, 28, 1957, S. 383.
- Volke E.: Kunststoffe 44, 1957, S. 388.
- Jägersberger J.: Schweizer Archiv für angewandte Wissenschaft und Technik, 25, 1959, S. 439.
- Sors L.: Werkzeuge für die Plastverarbeitung. VEB Verlag Technik, Berlin, 1967.
- Haufe W.: Werkzeugstähle und ihre Wärmebehandlung. Wintersche Verlagsbuchhandlung, Füssen.
- Bain E. C.: Alloying Elements in Steel, Cleveland, Ohio, 1939, S. 66.
- VDI-Richtlinie 3200: Fließkurven metallischer Werkstoffe, 1965.
- Füssl A.: Zeitschrift für wirtschaftliche Fertigung, 60, 1965, S. 631.
- Schimz K.: Werkstatt und Betrieb, 87, 1954, S. 295.
- Füssl A.: Zeitschrift für wirtschaftliche Fertigung, 61, 1966, S. 7.
- Haufe W.: Werkstatttechnik und Maschinenbau, 46, 1956, S. 163.
- Füssl A.: Vortrag bei der Konferenz über die Wärmebehandlung von Werkzeugstählen, Gottwaldov (CSSR), November 1968.
- TGL 160-307: Werkzeuge zur Plastverarbeitung, Senkrahmen rund, 1964.
- Rudolph S.: Plaste und Kautschuk, 12, 1965, S. 418.
- TGL 160-308: Werkzeuge zur Plastverarbeitung, Ziehrahmen rund, 1964.
- Natschke G.: Plaste und Kautschuk, 11, 1964, S. 682.
- Thelning K. E.: Kalt- und Warmeisenken von Warmarbeitsstahl. Schweizer Archiv 1961, S. 503.
- Haufe W.: Das Kalteisenken als Herstellungsverfahren von Druckgiessformen. Giesserei 46, 1959, S. 323.
- Schädlich S. und Rudolph H.: Kalteisenkenbarkeit legierter und hochlegierter Werkzeugstähle. Fertigungstechnik und Betrieb 10, 1960, S. 530.
- Hübner K.: Fertigungsmethoden für die Herstellung von Formeinsätzen für die Kunststoffverarbeitung. Vortrag Süddeutsches Kunststoffzentrum Würzburg 1972.
- Hoischen H.: Das Kalteisenken von Gravuren für Schmiedegesenke »Industrie-Anzeiger« Nr. 56 vom 14. Juli 1967.
- Sack & Kiesselbach Maschinenfabrik G. M. B. H. Werkstattblatt 438 Teil I. s. in Teil II. s Werkstattblatt 439.
- Haufe W.: Schnellarbeitsstähle für Werkzeuge der spanlosen Formgebung »Werkstatt und Betrieb« 97 (1964) Nr. 10 S 719 — 725.
- Hinze G.: Gravurherstellung durch Kalteisenken »Fertigungstechnik und Betrieb« 19 (1969) Nr. 1 S.30 — 33.
- Schuster M.: Edelstähle für die Massivkaltumformung, Werkstatt und Betrieb 107 (1974) 10. str. 642 — 644.
- Hoischen H.: Kalteisenken, Sack u. Kiesselbach, Düsseldorf — Rath (publikacija Pub 7601).
- Sack u. Kiesselbach: Kalteisenken von Werkzeugen — publikacija julij 1976.
- Hoischen H.: Werkzeugformgebung durch Kalteisenken, Werkstatt und Betrieb 104 (1971) 4 str. 275 — 282.
- Haufe W.: Kaltsenken als Herstellungsverfahren von Warmpresswerkzeugen in der Schraubenindustrie, Draht — Welt 46 (1960) Nr. 9., str. 696 — 105.
- Brzorezno jeklo 2-9-1 za hladno vtiskovanje, Interno poročilo o preiskavi DK-209/1975, Železarna Ravne.
- Breinlinger M. G.: Frappe à froid des acieres inoxydables, Creusot — Loire.
- Preiskava hladno vtisnjenege vzorca, Interno poročilo o preiskavi DK-242/1976, Železarna Ravne.
- Znidaršič J.: Diplomsko delo 2382, Fakulteta za strojništvo v Ljubljani 1976.

Prva mednarodna konferenca o metalurgiji vpihavanja prašnatih materialov v grodelj in jeklo pod imenom »Scaninject« 9. in 10. junija, 1977 v mestu Lulea na Švedskem

J. ARH

I. UVOD

Vpihovanje prašnatih materialov v grodelj in jeklo je razmeroma mlada veja metalurgije. Odžveplanje grodlja z vpihovanjem apna in sode je znano približno 20 let. Precej mlajše je vpihovanje prašnatih materialov v jeklo. Prvi poskusi vpihavanja rude, apna in ogljika v jeklo v peči segajo v šestdeseta leta. Vodilni na tem področju so bili Francosi, Goffart in Irsid. Vendar pa se vpihovanje rude, apna in ogljikovih materialov v jeklo v peči razen posamičnih industrijskih poskusov, ni razmahnilo, ker koristni niso bile dovolj očitne. Moderni način dodajanja kosovnih materialov skozi obok so bolj praktični in cenejši.

Pravi razmah te metalurgije beležimo v zadnjih petih letih, ko so začeli vpihovat v jeklo v ponvi apno, jedavec, kalcijev karbid, kalcij silicij, magnezij in podobne sintetične žlindre. Razvoj se je začel pri pločevini, kjer so stroge zahteve po zmanjšanju anizotropije predvsem žilavosti v vseh treh smereh X, Y, Z (v smeri valjanja prečno na smer valjanja in pravokotno na ravnino pločevine) pogojevale tak razvoj. Industrijsko so postopek uvedli prvič v železarni Thyssen Niederrhein za proizvodnjo visokovredne pločevine in rezultate objavili jeseni leta 1973. Vzporedno se je ta tehnologija razširila na široka področja izdelave jekla za različne namene. S to tehnologijo dosegamo pri jeklu odlične lastnosti v pogledu žilavosti, plastičnosti, vlečne sposobnosti, obdelovalnosti, kar je pomembno zlasti pri kvalitetnih jeklih.

Bistveno pri tej tehnologiji je, da z sredstvi, ki jih vpihavamo dosegamo različne cilje in sicer:

1. Odlično odžveplanje jekla, celo do nekaj desetstotink procenta S pri 95 do 98 %-ni stopnji odžveplanja.

2. Spremembo sestave in morfologije nekovinskih vključkov.

3. Očiščenje taline večjih nekovinskih vključkov ne da bi vplivali na sulfidne vključke.

Zaradi pomembnosti te veje metalurgije tako za jeklarje kot za tehnologe in porabnike jekla so Švedski organizirali prvo mednarodno konferenco pod naslovom »Scaninject«. V dneh 9. in 10. junija se je zvrstilo 26 predavanj.

Predavanja so obravnavala različna področja in sicer:

1. Teoretična obravnava dogajanj pri vpihavanju prašnatih delcev s prikazom na modelih.

2. Spremembo sestave in morfologije vključkov v jeklu.

3. Problematika ognjevzdržnih materialov za kopja.

4. Naprave za vpihavanje prašnatih materialov.

5. Prikaz rezultatov te tehnologije na industrijskih napravah, znanih proizvajalcev jekla, ki so vzbudila tudi največ zanimanja.

Prve mednarodne konference se je udeležilo 220 strokovnjakov iz raznih dežel Evrope, ZDA in Japonske (Švedske, Finske, Norveške, ZRN, Danske, Anglije, Skotske, Irske, Belgije, Francije, Švice, Italije, Avstrije, ZDA, Japonske).

II. KRATKA VSEBINA NAJZANIMIVEJSIH PREDAVANJ

Vsa predavanja so izdana v posebni knjigi, ki je na razpolago v strokovni knjižnici Železarne Jesenice, objav-

ljena pa bodo tudi v periodičnem tisku, zato podajam le zaključke nekaterih najbolj zanimivih predavanj.

1. Prašnati material za vpihavanje

A. Wikander Ferolegeringar Trollhätteverken AB — Švedska

V jeklo lahko vpihamo vse zlitine in oksidne materiale, če so zdrobljeni pod 2—3 mm. Vpihovanje ima posebno prednost pri tistih zlitinskih elementih, ki imajo:

- visoko afiniteto do žvepla za odžveplanje
- visoko afiniteto do kisika za dezoksidacijo
- visoko afiniteto do ogljika in silicija za dodajanje legirnih elementov v obliki oksidov (NiO)

Z vpihovanjem prašnatih materialov v jeklo dosegamo:

- veliko reakcijsko površino — hitre reakcije
- sorazmerno dolg reakcijski čas
- visok izkoristek dodatkov
- mešalni učinek, ki daje dobre pogoje za izločanje nastalih produktov
- pri materialih z visokim parnim pritiskom dosegamo visok izkoristek

Nekaj primerov uporabe raznih materialov za:

— odžveplanje CaO , $\text{CaO} + \text{Al}$, $\text{CaO} + \text{CaF}_2 + \text{Al}$, CaSi , CaC_2 , $\text{Mg} + \text{CaO}$, mišmetal

— dezoksidacija: CaSi , CaSiBa , CaSiMn

— modifikacijo sulfidov: CaSi , SiZr

— odfosforenje: $\text{CaO} + \text{CaF}_2 + \text{Fe}_2\text{O}_3$

— denitriranje FeZr , SiZr

— legiranje: Si iz FeSi 75 %

N iz CaCN_2

C iz grafita v prahu

Ni iz Ni oksida

Mo iz Mo oksida itd.

S stališča proizvajalcev zlitin je vpihovanje materiala 0—3 mm koristno, ker je to odpadke, ki ga morajo sicer briketirati ali pretaliti.

Obravnavana je oprema potrebna za vpihavanje, to je sama aparaturna ali dispenser.

Material mora teči enakomerno brez sunkov s čim manjšo količino nosilnega plina na kg, ki naj ne bo večja od 20 l/kg, da valovanje jekla v ponvi ni premočno in izmetavanje preko roba preveliko. Od znanih proizvajalcev je treba omeniti »Irsid«, ki je bil med prvimi na tem področju. Potem je firma »Maxpeters«, njihovo napravo ima firma »Klöckner Werke«, ki jo je zelo pohvalila. Firma Thyssen Niederrhein je razvila svojo napravo, ki jo sedaj po licenci izdeluje Standard Messo Duisburg. Na Švedskem je znana firma »Kockums«, ki se je uveljavila na švedskem tržišču.

Važna je obzidava kopja, ki mora vzdržati znatne temperaturne in mehanske obremenitve skozi več pihanj. Firma Vesuvius Belgija je razvila poseben sistem, čep Argolok in isostatično stisnjena opeka za cev iz grafitiranega aluminatnega materiala, ki se je odlično obnesel. Dalje so obravnavana vprašanja varnosti pri uporabi materialov kot so CaSi in CaC_2 pri katerih pride do razvijanja acetilena in vodika in do težkih eksplozij.

2. Vpliv nečistoč na mehanske lastnosti jekla

R. Lagneborg

Švedski inštitut za raziskavo metalov — Stockholm Švedska

Nekovinski vključki kot nečistoče vplivajo na dvoje važnih mehanskih lastnosti in to žilavost in trajno trdnost (fatigue strenght). Vključki vplivajo na žilavost materiala na dva fundamentalno različna načina.

1. Vključek deluje kot interna razpoka iz katere se razpoka širi in

2. Žilavost preloma K_{Ic} se z vključki zmanjša zaradi njihovega vpliva na duktilnost materiala. V obeh primerih so važni parametri, razmerje med debelino in dolžino, oblika in velikost vključkov. Lastnosti samih vključkov nimajo velikega vpliva v primeru (1), v primeru (2) pa je vpliv krhkosti in trdnosti vključka znaten. Pokazano je tudi, da vpliv vključkov na trajno trdnost lahko opišemo kot vpliv zareze vključka.

3. Vpihavanje prašnatih materialov globoko v železo in jeklo

J. P. Motte, I. Cordier

Irsid, Maizieres les Metz, Francija

Avtorja podajata opis vseh tehničnih posebnosti in problemov pri vpihavanju prašnatih materialov globoko v tekočo kovino z opisom inštalacij, irsidovega dispenserja, kontrolnega sistema in kopja. Navajata tehnološke rezultate za vpihovanje CaSi ali CaC₂, CaO ali Na₂CO₃, Mg ali Al v jeklo v odprtih ponvi do 200 t kapacitete. Posebej je obravnavana obdelava z Al pomirjenih jekel s CaSi. Podani so rezultati odžveplanja grodlja z vpihovanjem sode in Mg v primerjavi z običajnim odžveplanjem grodlja s sodo v curek in Mag-coke procesom.

4. Kompleksni dezoksidanti

Orodje za modifikacijo sestave in za odstranjevanje vključkov

C. Gatallier, M. Olette, Irsid, Maizieres-Les-Metz, Francija

Avtorja obravnavata rezultate dobljene z dezoksidacijo jekla s kompleksnimi dezoksidanti na osnovi elementov Si, Mn, Al, Ca, Ba. Poskusi v laboratorijskem in industrijskem merilu so pokazali, da se količina aluminatov (Al₂O₃) preostalih v jeklu da zmanjšati in sicer s transformacijo obstoječih Al₂O₃ vključkov v Ca aluminatne globule z dodatki Ca vsebujočih zlitin ali s hitrimi zaporednimi dodatki Si za aluminijem v kratkih presledkih.

5. Modifikacija in kontrola nemetalnih vključkov v jeklu pomirjenem z Al z injektiranjem CaO vsebujočih praškov

S. K. Saxena Univerza Trondheim, Norveška

Injecirana žindra spremeni primarne Al₂O₃ vključke v Ca aluminat z nizkim tališčem, ki lažje koagulirajo in hitro splavajo ven iz taline. Ko so primarni Al₂O₃ vključki modifikirani, žindra, ki jo vpihavamo, deluje desulfirajoče in na oksidnih vključkih se izloča velika količina CaS. Iz žindre (CaO) se je raztopilo v jeklu dovolj Ca in ta modifikira vključke, ki se izločajo (precipitirajo) med procesom strjevanja. Sulfidni vključki so v glavnem tipa CaS. So drobnji in enakomerno razporejeni v jeklu.

Večkrat vsebujejo faze Ca aluminata.

6. Vpliv injektiranja prašnatih materialov na oksidno in sulfidno čistočo jekla

H. J. Langhammer, H. Abratis, Klöckner Werke Osna-brück ZRN

Železarna Klöckner Werke je razvila metodo za izboljšanje sulfidne in oksidne čistoče jekel. Aparat sestoji iz kopja za vpihavanje in posebnega kotla. Naprava ima to prednost, da je lažja in bolj fleksibilna. Naprava omogoča legiranje odžveplanje in dezoksidacijo jekel.

Znaten napredek so dosegli pri izboljšanju čistoče z vpihavanjem žindre in žindrotvornih komponent kakor tudi spojini, ki sproščajo kalcij. Žindra in žindrotvorne sestavine imajo prednost pred kalcijevimi spojinami, če gre za izboljšanje oksidne čistoče.

Zanimiv je zlasti razvoj pri izboljšanju oksidne čistoče npr. pri mnogih vrstah jekla za masivno preoblikovanje v hladnem. S posebnimi dodatki je mogoče odstraniti le oksidne vključke ne da bi vplivali na vsebnost žvepla.

Jeklo, ki je obdelano z vpihavanjem žindrotvornih sestavin praktično nima več vključkov nad velikostjo 4 po Stahleisen Prüfblatt 1570—71.

7. Uddacon — Ključ za nova pota v metalurgiji

L. G. Norberg Uddaholms AB Steel Division — Hag-fors, Švedska

Uddacon je povsem nova tehnologija. Namenjena je uporabi prahu iz čistilnih naprav, ki odpadejo v jeklnah (vsebujejo ZnO in PbO) in pri proizvodnji nizkoogljčnega FeMn suraff iz SiMn in Mn₂O₃.

Prah, ki odpade iz odpraševalnih naprav v jeklnah vsebuje navadno tudi ZnO in PbO in je le omejeno uporaben.

Z vpihavanjem v jeklo v Uddacon konvertor separiramo Zn in Pb iz prahu in ju lovimo v prašnatih vrečah čistilne naprave. Oksidi železa pa se v jeklu reducirajo.

8. Aplikacija metalurgije injektiranja v integrirani železarni in vpliv na lastnosti jekla

H. Richter, W. Meichsner, H. Pircher

Thyssen Niederrhein AG Oberhausen ZRN

Firma Thyssen je vodilna na tem področju tako pri odžveplanju grodlja kakor tudi pri odžveplanju in modifikaciji vključkov v jeklu. Iz potrebe so se razvile nove tehnologije za odžveplanje, dezoksidacijo in kontrolo oblike vključkov in njih porazdelitev. Ta tehnologija (CAB) je opisana in dokumentirana s slikami in diagrami za grodelj in jeklo. Pri jeklu dosega po tem (CAB) postopku 0,002 % S in skoraj enake žilavosti v prečni kot v vzdolžni smeri.

9. Proizvodnja visokovrednih jekel po postopku »Ladle injection Continuons Casating«

L. Holappa, K. Tähtirar

OVAKO, Imatra Finska

Znano je, da ne moremo vlivati kvalitetnih jekel z vsebnostjo Al kontinuirno pri majhnih presekih (100 mm kv.), če vlivamo direktno. Direktno vlita jekla brez Al so nečista, z visoko vsebnostjo kisika.

Finci so razvili novo tehnologijo z obdelavo jekla v ponvi z vpihavanjem CaSi kot dezoksidanta, kar ima na koncu za posledico zelo nizko vsebnost prostega kisika, odlično odstranjevanje dezoksidacijskih produktov in čisto jeklo. Ponev je obzidana z visoko glinično opeko.

Dosegljiva stopnja odžveplanja znaša 50 %. Livne lastnosti s CaSi obdelanega jekla so primerljive z normalnim s SiMn dezoksidiranim jeklom.

Segregacijske razpoke, ki jih povzročata MnS pri jeklu z 0,20 % C izginejo s CaSi zaradi učinkovitega odžveplanja in modifikacije preostalih sulfidov.

Posledica dobre dezoksidacije in odžveplanja in modifikacije vključkov je dobra čistoča in kvaliteta površine kontinuirno vlitih gredic. Enake prednosti ugotavljajo na valjanem materialu in končnih produktih.

Navajam samo primer spremembe sestave vključkov:

	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	CaS
Normalna praksa	2—3	11—34	45—56	12—24	—
Ca obdelava	49	19	22	—	11
	56	22	21	—	1

7. Injektiranje prašnatih materialov v 120 t ponev v železarni Smedjebacken

R. Johansson Smedjebacken, Švedska

Mnenja in rezultati, ki so podani, so povsem praktične narave. Opisani so rezultati poskusov in iz proizvodnje. Preizkusili so tri različne materiale za proizvodnjo in sicer kalcijev cianamid CaCN₂, mešanice CaO/Mg za odžveplanje in CaSi za odžveplanje in modifikacijo.

Nadušičenje — uporaba pri mikrolegiranih finožrnatih jeklih. Izkoristek dušika pri običajnem dodajanju CaCN₂

v ponve znaša le 20–30 %. Razvijajo se goste pare. Legiranje N₂ z dušikovimi zlitinami je drago. Cena N₂ iz FeMn nitre-ja je za 1 kg N 10–15-krat večja kot CaCN₂. Izkorišček N₂ znaša pri injektiranju globoko na dno ponve 75 %. Zanimivo pri nadušenju je dejstvo, da je absorbcija N₂ v jeklu na začetku vpihavanja, ko sta O in S še visoka zelo majhna, ko pa med injektiranjem pade koncentracija S in O absorbcija N₂ hitro raste in dosega tudi 100 %.

Odžveplanje — s CaO/Mg mešanico (5–15 % Mg)

Potreba po skrajšanju časa od preboda do preboda v primarni peči je povzročila povečano zanimanje za metalurške operacije izven peči. V železarni Smedjebacken je odžveplanje s CaO/Mg mešanico normalen proizvodni postopek. Važna za dobro odžveplanje je zlasti obnova žlindre v ponvi. Normalna količina žlindre v ponvi je iz 10 kg apna/t. Ta mora biti dobro dezoksidirana. Že majhna količina FeO ali MnO v žlindri poslabša porazdelitveno razmerje za žveplo med jeklom in žlindro. Stopnja odžveplanja je odvisna od uporabljenega Mg na tono in znaša pri 0,1 kg Mg/t 50 % in 5 minutni obdelavi ali 85 % po 10 minutah in 0,2 kg Mg/t.

CaSi lahko uporabimo za modifikacijo vključkov, toda za samo odžveplanje so stroški 3-krat večji kot pri uporabi mešanice CaO/Mg.

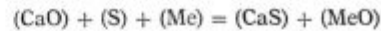
CaCN₂ vpihavanje CaCN₂ daje enako stopnjo odžveplanja pri nadušenju kakor CaSi.

8. Odžveplanje jekla v odvisnosti od načinov izdelave jekla

H. Gruner, F. Bardenheuer — Mannesmann Forschungs institut G. m. b. H. ZRN

Cilj dela je bil izkoristiti optimalne pogoje, ki jih nudi žlindra bogata na apnu za odžveplanje. Doseči je treba naj-

višjo možno aktivnost CaO in kovinskega reducenta in najnižjo možno aktivnost S v reakciji odžveplanja.



Praktično so delali tako, da so jeklo pomirjeno z Al izpustili iz 150 t SM peči brez žlindre v bazično obzidano ponev, napravili novo žlindro iz 6 kg apna/t jekla. Že samo pri prepihanju z argonom so dosegli odvisno od časa prepihanja 40–70 % stopnjo odžveplanja (40 % pri 10 min, 70 % pri 20 min). Pri vpihovanju apna (CaO) v jeklo pod visoko bazično in dezoksidirano žlindro v ponvi pa so dosegli od 75–98 % stopnjo odžveplanja in v končni sestavi do 0,0010 % minimalno celo 0,0005 % S. Količina vpihanega apna: 3,5 kg/t z 10 % jedavca pri najkrajšem času pihanja 8 minut.

III. SKLEPNA MISEL

Prva mednarodna konferenca o metalurgiji vpihavanja prašnatih materialov v grodelj in jeklo je prikazala kako hiter in širok razmah je dosegla ta tehnologija v svetu in da postaja danes že sestavni del tehnologije izdelave jekla, predvsem pri izdelavi kvalitetnih jekel in jekel s posebnimi zahtevami. Vedno večje zahteve porabnikov, npr. naftovodi in plinovodi v arktičnem področju, porajajo nove postopke v jeklarstvu. S staro klasično tehnologijo in skromno opremljenostjo tudi mi le težko sledimo zahtevam kupcev.

Ce smo bolj natančni že izgublamo naročila, ki jim nismo kos. Nujno je torej, da tudi mi sledimo modernim postopkom. Zlasti slednji ni niti tako drag, niti tako kompliciran, da ga ne bi mogli uvesti tudi v naše jeklarne.

VSEBINA

<p>UDK: 669.14.018.8 ASM/SLA: SS-d</p> <p>Metalurgija — Mehanske lastnosti — Varjenje, nerjavno jeklo B. Stocca, J. Mesec Nerjavno jeklo za turbinske lopatice s 13 % Cr Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 s 153—158</p> <p>Podani so rezultati preiskav mehanskih lastnosti nerjavnega jekla s 13 % Cr v predelanem in toplotno obdelanem stanju. Opisane so vrednosti žilavosti v popuščenem stanju med 500 do 750 °C. Izvedene so bile preiskave varične sposobnosti jekla in mehanske lastnosti zvarov. Varili smo z elektrodo INOX 13/6 Fe. Lastnosti varjenega jekla so zadovoljive. Ugodna martenzitna struktura v poboljšanem stanju.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>	<p>UDK: 669.14.018.23 ASM/SLA: SGA-k</p> <p>Metalurgija, specialna jekla Proizvodno strojništvo, obdelovalnost A. Razinger, J. Arh Razvoj avtomatnih jekel v Zelezarni Jesenice Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 s 145—151</p> <p>Podan je opis raziskovalnega dela in doseženi kvalitetni asortiment avtomatnih jekel. Opisane so značilnosti kvalitete novo osvojenih vrst jekel ter problematika proizvodnje le-teh.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>
<p>UDK: 669.14.018.265 ASM/SLA: CNg, CNm</p> <p>Metalurgija, specialna jekla, hladno masivno preoblikovanje K. Kuzman, A. Razinger Posebnosti domačih jekel za hladno masivno preoblikovanje Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 s 135—144</p> <p>V Zelezarni Jesenice smo osvojili štiri vrste jekel za hladno masivno preoblikovanje in to: maloogljični jekli z nizkim si: JMP 10 in JMP 15 ter nizkoogljirani jekli za cementacijo JMR 60 Cr in JMP 80 MnCr. Lastnosti jekel, ki zagotavljajo ustrezno kvaliteto, so predpisane v okviru posebnih dobavno prevzemnih pogojev. Na osnovi rezultatov preiskav plastičnosti jekla so bile v okviru opisanih preiskav izdelane mejne krivulje tečenja za vsa štiri JMP jekla. Te krivulje služijo kot osnova za izračun preoblikovanih postopkov na bazi teh jekel in pa za ocenjevanje dosežene kvalitete jekel. Zahtevana kvaliteta jekla je bila potrjena tudi s tehnološkim preizkusom s protismernim iztiskavanjem.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>	<p>UDK: 669.14.018.2:669-157-8 ASM/SLA: Ayn, N 76, Q23q</p> <p>Metalurgija, topla predelava, torsijski preiskusi, izločenje AIM F. Vodopivec Raziskava tvorbe AlN v jeklu in njegovega vpliva na deformacijsko sposobnost maloogljičenih jekel v vro em Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 s 121—134</p> <p>Deformacija pospešuje tvorbo AlN iz prenasičenega austenita. Prisotnost izločkov AlN v jeklu v začetku deformacije zmanjšuje deformacijsko sposobnost in povečuje deformacijsko odpornost, tem bolj, čim manjši so izločki. Aktivacijska energija za deformacijo je neodvisna od tega, ali je pred deformacijo AlN v izločkih ali pa v trdni raztopini v austenitu.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>

INHALT

<p>UDK: 669.14.018.23 ASM/SLA: SGA-k</p> <p>Metallurgie, Sonderstähle Maschinenindustrie, Zerspanbarkeit</p> <p>A. Razinger, J. Arh Entwicklung der Automatenstähle im Hüttenwerk Jesenice Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 S 145—151</p> <p>Eine Beschreibung der geleisteten Forschungsarbeit und der erreichte Stahlgütesortiment sind angegeben. Die Eigenheiten der neu entwickelten Stahlsorten und die Problematik der Erzeugung dieser Stähle sind beschrieben.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>	<p>UDK: 669.14.018.8 ASM/SLA: SS-d</p> <p>Metallurgie, mechanische Eigenschaften Schweißen, nichtrostender Stahl</p> <p>B. Stocca, J. Mesec Nichtrostender Stahl für Turbinenschaufeln mit 13 % Cr Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 S 153—158</p> <p>Die Untersuchungsergebnisse der mechanischen Eigenschaften eines nichtrostenden Stahles mit 13 % Cr im verformten und warmbehandelten Zustand sind angegeben. Die Zähigkeitswerte im angelegenen Zustand zwischen 500° und 750°C sind beschrieben. Untersuchungen der Schweißfähigkeit des Stahles und die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindungen sind durchgeführt worden. Es wurde mit einer umhüllten Schweißelektrode INOX 13/6 Fe geschweisst. Die Eigenschaften der Schweißverbindungen sind zufriedenstellend. Im vergüteten Zustand ist ein günstiges martensitisches Gefüge im Stahl vorhanden.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>
<p>UDK: 669.14.018.2:669-157-8 ASM/SLA: Ayn, N 76, Q23q</p> <p>Metallurgie, Warmverformung Verdrehversuch, Ausscheidung von AlN</p> <p>F. Vodopivec Untersuchungen über die Bildung von AlN im Stahl und dessen Einfluss auf die Warmverformungsfähigkeit der Kohlenstoffarmen Stähle Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 S 121—134</p> <p>Die Verformung beschleunigt die Bildung von AlN aus dem übersättigten Austenit. Die Anwesenheit von AlN Ausscheidungen am Anfang der Verformung vermindert die Verformungsfähigkeit und vergrößert den Verformungswiderstand um so mehr je kleiner die Ausscheidungen sind. Die Aktivierungsenergie ist unabhängig davon, ob AlN vor der Verformung ausgeschieden oder in fester Lösung ist.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>	<p>UDK: 669.14.018.265 ASM/SLA: CNg, CNm</p> <p>Metallurgie, Sonderstähle Kaltmassivumformung</p> <p>A. Kuzman, A. Razinger Besonderheiten der einheimischen Stähle für die Kaltmassivumformung Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 S 135—144</p> <p>Im Hüttenwerk Jesenice sind vier Stahlsorten für die Kaltmassivumformung entwickelt worden und zwar: Kohlenstoffarme Stähle mit niedrigem Si Gehalt: JMP 10 und JMP 15 und niedriglegierte Einsatzstähle: JMP 60 Cr und JMP 80 MnCr. Die Eigenschaften der stähle, welche ein entsprechende Stahlgüte versichern sollen, sind im Rahmen der Abnahme und Lieferbedingungen vorgeschrieben.</p> <p>Auf Grund der Ergebnisse der Plastizitätsuntersuchungen sind im Rahmen der beschriebenen Untersuchungen Grenzflusskurven für alle vier JMP Stähle ausgearbeitet worden. Diese Kurven dienen als Basis für die Ausrechnung der Umformungsverfahren für die JMP Stähle und für die Bewertung der erreichten Stahlgüte. Die verlangte Stahlqualität ist auch mit dem technologischen Rückwärtsflusspressversuch bestätigt worden.</p> <p style="text-align: right;">Auszug des Autors</p>

VSEBINA

UDK: 669.14.018.8

ASM/SLA: SS-d

Metalurgija — Mehanske lastnosti — Varjenje, nerjavno jeklo

B. Stocca, J. Mesec

Nerjavno jeklo za turbinske lopatice s 13 % Cr

Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 s 153—158

Podani so rezultati preiskav mehanskih lastnosti nerjavnega jekla s 13 % Cr v predelanem in toplotno obdelanem stanju.

Opisane so vrednosti žilavosti v popušenem stanju med 500 do 750 °C. Izvedene so bile preiskave varilne sposobnosti jekla in mehanske lastnosti zvarov. Varili smo z elektrodo INOX 13/6 Fe. Lastnosti varjenega jekla so zadovoljive. Ugodna martenzitna struktura v poboljšanem stanju.

Avtorski izvleček

UDK: 669.14.018.23

ASM/SLA: SGA-k

Metalurgija, specialna jekla

Proizvodno strojništvo, obdelovalnost

A. Razinger, J. Arh

Razvoj avtomatnih jekel v Zelezarni Jesenice

Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 s 145—151

Podan je opis raziskovalnega dela in doseženi kvalitetni asortiment avtomatnih jekel. Opisane so značilnosti kvalitete novo osvojenih vrst jekel ter problematika proizvodnje le-teh.

Avtorski izvleček

UDK: 669.14.018.265

ASM/SLA: CNg, CNm

Metalurgija, specialna jekla, hladno masivno preoblikovanje

K. Kuzman, A. Razinger

Posebnosti domačih jekel za hladno masivno preoblikovanje

Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 s 135—144

V Zelezarni Jesenice smo osvojili štiri vrste jekel za hladno masivno preoblikovanje in to: maloogljčni jekli z nizkim si: JMP 10 in JMP 15 ter nizkolegirani jekli za cementacijo JMR 60 Cr in JMP 80 MnCr. Lastnosti jekel, ki zagotavljajo ustrezno kvaliteto, so predpisane v okviru posebnih dobavno prevzemnih pogojev.

Na osnovi rezultatov preiskav plastičnosti jekla so bile v okviru opisanih preiskav izdelane mejne krivulje tečenja za vsa štiri JMP jekla. Te krivulje služijo kot osnova za izračun preoblikovanih postopkov na bazi teh jekel in pa za ocenjevanje dosežene kvalitete jekel. Zahtevana kvaliteta jekla je bila potrjena tudi s tehnološkim preizkusom s protismernim iztiskavanjem.

Avtorski izvleček

UDK: 669.14.018.2:669-157-8

ASM/SLA: Ayn, N 76, Q23q

Metalurgija, topla predelava, torsijski preiskusi, izločenje AIM

F. Vodopivec

Raziskava tvorbe AIN v jeklu in njegovega vpliva na deformacijsko sposobnost maloogljčenih jekel v vro em

Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 s 121—134

Deformacija pospešuje tvorbo AIN iz prenasičenega austenita. Prisotnost izločkov AIN v jeklu v začetku deformacije zmanjšuje deformacijsko sposobnost in povečuje deformacijsko odpornost, tem bolj, čim manjši so izločki. Aktivacijska energija za deformacijo je neodvisna od tega, ali je pred deformacijo AIN v izločkih ali pa v trdni raztopini v austenitu.

Avtorski izvleček

INHALT

UDK: 669.14.018.23

ASM/SLA: SGA-k

Metallurgie, Sonderstähle
Maschinenindustrie, Zerspanbarkeit

A. Razinger, J. Arh

Entwicklung der Automatenstähle im Hüttenwerk Jesenice

Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 S 145—151

Eine Beschreibung der geleisteten Forschungsarbeit und der erreichte Stahlgütesortiment sind angegeben. Die Eigenheiten der neu entwickelten Stahlsorten und die Problematik der Erzeugung dieser Stähle sind beschrieben.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.8

ASM/SLA: SS-d

Metallurgie, mechanische Eigenschaften
Schweissen, nichtrostender Stahl

B. Stocca, J. Mesec

Nichtrostender Stahl für Turbinenschaufeln mit 13 % Cr

Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 S 153—158

Die Untersuchungsergebnisse der mechanischen Eigenschaften eines nichtrostenden Stahles mit 13 % Cr im verformten und wärmebehandelten Zustand sind angegeben. Die Zähigkeitswerte im angelassenen Zustand zwischen 500 ° und 750 °C sind beschrieben. Untersuchungen der Schweißfähigkeit des Stahles und die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindungen sind durchgeführt worden. Es wurde mit einer umhüllten Schweißelektrode INOX 13/6 Fe geschweisst. Die Eigenschaften der Schweißverbindungen sind zufriedenstellend. Im vergüteten Zustand ist ein günstiges martensitisches Gefüge im Stahl vorhanden.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.2:669-157-8

ASM/SLA: Ayn, N 76, Q23q

Metallurgie, Warmverformung
Verdrehversuch, Ausscheidung von AlN

F. Vodopivec

Untersuchungen über die Bildung von AlN im Stahl und dessen Einfluss auf die Warmverformungsfähigkeit der Kohlenstoffarmen Stähle

Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 S 121—134

Die Verformung beschleunigt die Bildung von AlN aus dem übersättigten Austenit. Die Anwesenheit von AlN Ausscheidungen am Anfang der Verformung vermindert die Verformungsfähigkeit und vergrößert den Verformungswiderstand um so mehr je kleiner die Ausscheidungen sind. Die Aktivierungsenergie ist unabhängig davon, ob AlN vor der Verformung ausgeschieden oder in fester Lösung ist.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.265

ASM/SLA: CNg, CNm

Metallurgie, Sonderstähle
Kaltmassivumformung

A. Kuzman, A. Razinger

Besonderheiten der einheimischen Stähle für die Kaltmassivumformung

Zelezarski zbornik 11 (1977) 3 S 135—144

Im Hüttenwerk Jesenice sind vier Stahlsorten für die Kaltmassivumformung entwickelt worden und zwar: Kohlenstoffarme Stähle mit niedrigem Si Gehalt: JMP 10 und JMP 15 und niedriglegierte Einsatzstähle: JMP 60 Cr und JMP 80 MnCr. Die Eigenschaften der stähle, welche ein entsprechende Stahlgüte versichern sollen, sind im Rahmen der Abnahme und Lieferbedingungen vorgeschrieben.

Auf Grund der Ergebnisse der Plastizitätsuntersuchungen sind im Rahmen der beschriebenen Untersuchungen Grenzflusskurven für alle vier JMP Stähle ausgearbeitet worden. Diese Kurven dienen als Basis für die Ausrechnung der Umformungsverfahren für die JMP Stähle und für die Bewertung der erreichten Stahlgüte. Die verlangte Stahlqualität ist auch mit dem technologischen Rückwärtsflusspressversuch bestätigt worden.

Auszug des Autors