

Vpliv dušika v jeklu Č.4830 na krivljenje pri valjanju

Hinko Ploštajner*

UDK: 669.771.019:669.786:669.14.018.27
ASM/SLA: F23, 4-57, A4, 2-60, EGP, 9-74, T7c

Pri valjanju ploščatih profilov iz vzmetnega jekla Č.4830 prihaja pri nekaterih šaržah do srpastega krivljenja valjancev na hladilni klopi. Zaradi večjih količin izločenih krivih valjancev so bili pri valjanju tega jekla v preteklosti v Železarni Štore doseženi zelo slabi izkoristki. V tem sestavku so opisane raziskave vzrokov za to krivljenje in možnosti za njegovo preprečitev. Navedeni so tudi podatki o valjanju večjega števila šarž, pri katerih je bilo krivljenje uspešno preprečeno s povišanjem vsebnosti dušika v jeklu.

UVOD

Valjanje ploščatih profilov z ravnostjo, ki jo predpisujejo standardi, pri ogljikovih in večini legiranih jekel običajno ne predstavlja večje težave. Precej težje pa je valjanje ploščatih profilov iz jekla Č. 4830, pri katerem prihaja pri nekaterih šaržah do srpastega krivljenja valjancev na hladilni klopi. Pri tem krivljenju ne gre za valjavsko napako, saj se prvotno ravni valjanci pričnejo kriviti šele na hladilni klopi, ko jim pade temperatura pod približno 600° C. Večkrat so valjanci tako krivi, da njihova ukrivljenost presega s standardom predpisano mejo in jih je potrebno izločiti kot izmeček. Posledica tega je bila, da so bili v preteklosti pri valjanju ploščatih profilov iz jekla Č.4830, predvsem pri izvoznih naročilih, doseženi izredno slabi izkoristki.

Že pred leti, ko smo jeklo Č.4830 pričeli valjati v večjih količinah, smo v Železarni Štore krivljenje preprečevali z zniževanjem končne temperature valjanja. Do zadnjega vtika je valjanje potekalo popolnoma običajno, pred zadnjim vtikom pa se je valjanec zadrževal in hladil na valjčnicah, tako da mu je padla temperatura na 800—850° C. To hlajenje valjancev pred zadnjim vtikom je preprečilo, včasih pa samo zmanjšalo, krivljenje na hladilni klopi.

Ustaljena praksa pri valjanju tega jekla je bila, da so se na začetku vsake šarže izvaljali trije proizvodni valjanci brez hlajenja pred zadnjim vtikom. Če so se ti proizvodni valjanci krivili na hladilni klopi, se je valjanje šarže nadaljevalo s hlajenjem valjancev pred zadnjim vtikom.

Hlajenje valjancev pred zadnjim vtikom je nezaželen ukrep, saj zmanjša storilnost valjavske proge. Poleg tega se v vročih poletnih mesecih zaradi sevanja več hladečih se valjancev močno poslabšajo pogoji dela na valjavski progji. Zato je bila želja valjavcev, da se najde ukrep, ki bi preprečil krivljenje valjancev na hladilni klopi

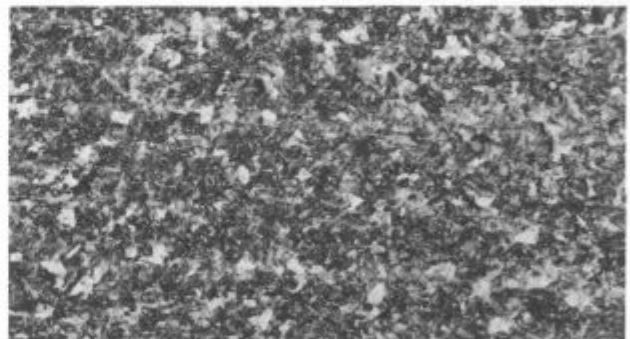
oziroma ki bi omogočil normalno valjanje brez hlajenja pred zadnjim vtikom.

Z namenom, da bi dobili bolj točne podatke o krivljenju, smo sistematično opazovali valjanje večjega števila šarž jekla Č.4830. Ugotovitve teh opazovanj so bile naslednje:

- čeprav je šlo za isto vrsto jekla, so se posamezne šarže pri valjanju zelo različno obnašale;
- približno 60 % šarž je bilo potrebno hladiti pred zadnjim vtikom, da smo preprečili krivljenje na hladilni klopi;
- za preprečitev krivljenja je pri nekaterih šaržah zadostovala že končna temperatura valjanja približno 900° C, pri drugih pa je bilo potrebno daljše hlajenje, na končno temperaturo valjanja 800—850° C;
- približno 40 % šarž se je lahko valjalo normalno, brez hlajenja pred zadnjim vtikom;
- le nekaj šarž od teh 40 %, ki so se lahko valjale brez hlajenja, se je pričelo kriviti, če so se hladile pred zadnjim vtikom;
- le 1—2 % šarž je bilo takšnih, ki so se krivile na hladilni klopi, ne glede na to, kolikšna je bila končna temperatura valjanja.

Metalografske preiskave

Metalografske preiskave so pokazale, da imajo ravni valjanci enakomerno perlitno strukturo. Perlitna zrna so enakomerno velika in proti notranosti nekoliko večja. Opazi se tudi razlika v velikosti perlitnega zrna med posameznimi šaržami, čeprav je bila končna temperatura



Slika 1.

Mikrostruktura ravnega valjanca (perlit). Jedkano z nitalom, pov. 100 x

Fig. 1

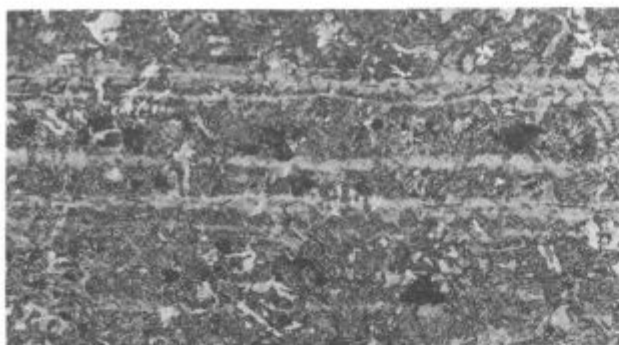
Microstructure of straight rolling (pearlite). Etched with nital, magn. 100 x

* Hinko Ploštajner, dipl. inž. metal., Železarna Štore

** Originalno publicirano: ŽZ 22(1988)3

*** Rokopis prejet: 1988

valjanja enaka. Kot primer teh številnih preiskav je na **sliki 1** prikazana mikrostruktura ravnega valjanca.



Slika 2.

Tipična mikrostruktura zelo krivega valjanca (perlit, bainit, martenzit). Jedkano z nitalom, pov. 100 x

Fig. 2

Typical microstructure of a highly distorted rolling (pearlite, bainite, martensite). Etched with nital, magn. 100 x

Mikrostruktura krivih valjancev je različna. Zelo krivi valjanci, z ukrivljenostjo nekaj cm/m, imajo večfazno strukturo z bainitom, martenzitom in malo perlita (**slika 2**). Martenzit je neenakomerno razporejen po strukturi, večkrat v trakasti obliki. Na vzorcih iz nekaterih valjancev, ki so bili le malenkostno krivi, smo opazili le perlitno strukturo, ki pa je bila običajno zelo grobo zrnata (**slika 3**).



Slika 3.

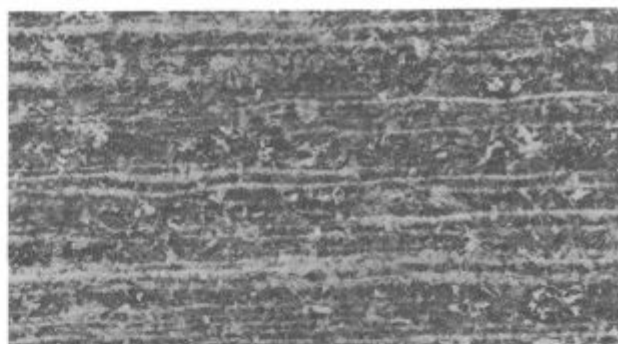
Mikrostruktura malenkostno krivega valjanca (grobo zrnati perlit). Jedkano z nitalom, pov. 100 x

Fig. 3

Microstructure of slightly distorted rolling (coarse grained pearlite). Etched with nital, magn. 100 x

V razdobju enega leta in pol, ko se je izvaljalo več kakor sto šarž jekla Č.4830, smo opazili le nekaj takih šarž, ki so se vroče normalno valjale brez krivljenja, pri hlajenju pred zadnjim vtikom pa so se krivile. Za metalografske preiskave nam je uspelo dobiti vzorce le iz ene take šarže. Mikrostrukturi ravnega in krivega valjanca iz te šarže sta prikazani na **sliki 4**. Vidimo lahko, da imata oba valjanca bainitno-martenzitno strukturo, le da je pri krivem bolj neenakomerna in z nekaj perlita.

Pri takih maloštevilnih šaržah, ki se krivijo pri hlajenju pred zadnjim vtikom, smo opazili, da poleg temperature valjanja na krivljenje vpliva tudi način valjanja pred zadnjim vtikom. Za potrditev teh opažanj smo naredili poizkus pri eni konti šarži in pri eni ravenski šarži. Pri vsaki



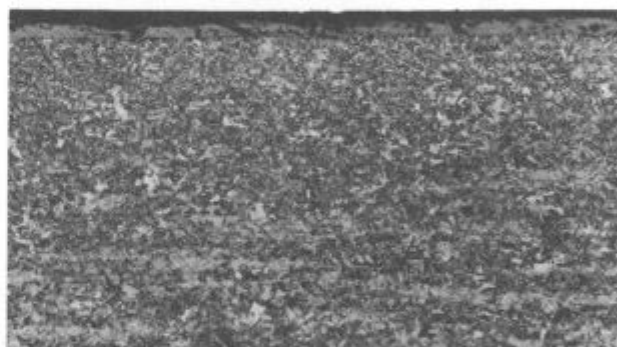
Slika 4.

Mikrostruktura dveh valjancev iz iste šarže (perlit, bainit, martenzit). Jedkano z nitalom, pov. 100 x
Zgoraj: Valjanec kriv. Valjano s hlajenjem pred zadnjim vtikom. Spodaj: Valjanec precej raven. Valjano brez hlajenja pred zadnjim vtikom.

Fig. 4

Microstructure of two rollings of the same heat (pearlite, bainite, martensite). Etched with nital, magn. 100 x

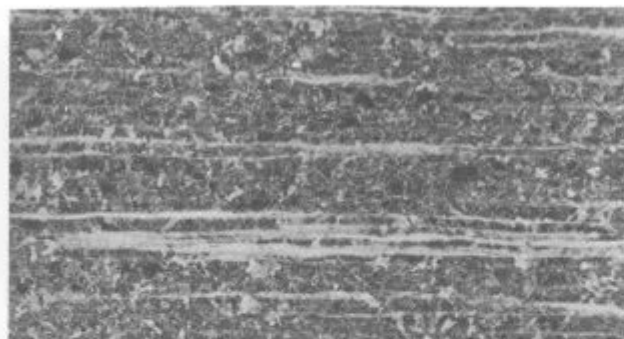
Top: Distorted rolling. Rolled with intermediate cooling before the last pass
Bottom: Rolling relatively straight. Rolled without cooling before the last pass



šarži smo izvajali po dva preizkusna valjanca pri enaki končni temperaturi valjanja približno 800° C. Razlika med valjancema je bila v tem, da je bil eden hlajen pred četrtem ogrodjem, drugi pa pred zadnjim ogrodjem. Valjanec, hlajen pred zadnjim vtikom, se je krivil in je imel bainitno-martenzitno strukturo, hlajen pred četrtem ogrodjem pa je bil raven in je imel perlitno strukturo (**slika 5**).

Vpliv hlajenja valjanca pred zadnjim vtikom na krivljenje na hladilni klopi so obravnavale že predhodne preiskave. Pri tem je bilo ugotovljeno, da pri končnih temperaturah valjanja nad približno 950° C poteče statična rekristalizacija v popolnosti, okrog te temperature samo delno in pri nižjih temperaturah ostane avstenit v nerekrystaliziranem stanju. Upoštevati pa je potrebno, da je ta temperatura rekristalizacije močno odvisna od stopnje deformacije. Transformacija rekristaliziranega avstenita poteka ustrezno TTT diagramu, tako da nastane bainit in martenzit. Nerekristaliziran avstenit, ki vsebuje določeno deformacijsko energijo, pa se transformira v perlit. Če ohladimo valjanec pred zadnjim vtikom na temperaturo 800—850° C, dosežemo s tem, da ostane jeklo po zadnjem vtiku v nerekrystaliziranem stanju in se potem zaradi akumulirane deformacijske energije lažje transformira v perlit, s čimer se prepreči krivljenje valjancev na hladilni klopi.

Razliko v mikrostrukturi med valjancem, hlajenim pred četrtem ogrodjem, in valjancem, hlajenim pred zad-



Slika 5.

Mikrostruktura dveh valjancev iz iste šarže, končna temperatura valjanja je bila pri obeh enaka 800° C. Jedkano z nitalom, pov. 100 ×

Zgoraj: Valjanec kriv. Hlajenje pred zadnjim vtikom (perlit, bainit, martenzit).

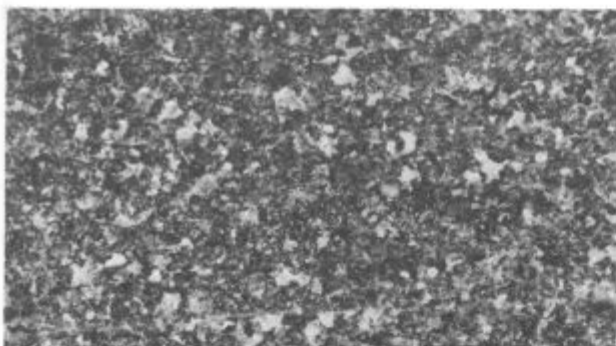
Spodaj: Valjanec raven. Po hlajenju še trije zadnji vtiki (perlit).

Fig. 5.

Microstructure of two rollings of the same heat, final rolling temperature was in both cases 800° C. Etched with nital, magn. 100 ×.

Top: Rolling distorted. Cooling before the last pass (pearlite, bainite, martensite)

Bottom: Rolling straight. Three final passes after cooling (pearlite)



njim vtikom, si lahko pojasnimo z ugotovitvami prej navedenih preiskav. Valjanec, hlajen pred zadnjim vtikom, je bil pred transformacijo avstenita v nerekrystaliziranem stanju, vendar zaradi majhnega odvzema pri zadnjem vtiku z majhno deformacijsko energijo. Zaradi majhne deformacijske energije in nagnjenosti jekla k bainitni in martenzitni transformaciji se je kljub nerekrystaliziranemu stanju avstenit transformiral v bainit in martenzit. Pri valjancu, hlajenem pred četrtim ogrođjem, so trije zadnji vtiki potekali pri nizkih temperaturah brez vmesne rekrystalizacije. Stopnja deformacije oziroma deformacijska energija se je pri zadnjih treh vtikih seštevala. Tako je imel avstenit po zadnjem vtiku v nerekrystaliziranem stanju veliko deformacijsko energijo in se je lahko transformiral v perlit.

Vpliv kemične sestave jekla na krivljenje pri valjanju

Na osnovi ugotovitev metalografskih preiskav, da imajo krivi valjanci v svoji mikrostrukturi poleg perlita tudi kalilne strukture, bainit in martenzit, smo pričakovali, da imajo šarže, ki so se krivile pri valjanju, višjo vsebnost legirnih elementov. Nasprotno temu sklepanju pa lahko iz tabel 1 in 2 vidimo, da kemična sestava šarže nima vpliva na krivljenje pri valjanju. V tabeli 1 so navedene

kemične sestave šarž, ki so se krivile, in v tabeli 2 kemične sestave šarž, ki se pri valjanju niso krivile. Iz teh dveh tabel je razvidno, da so znotraj prve skupine šarž, kakor tudi znotraj druge skupine šarž, precejšnje razlike med šaržami v vsebnosti legirnih elementov. Poleg tega pa lahko celo najdemo večje število šarž, ki se niso krivile, pa imajo višjo vsebnost legirnih elementov, kot marsikatera šarža, ki se je krivila pri valjanju.

Tabela 1: Kemična sestava šarž, ki so se valjale s hlajenjem pred zadnjim vtikom

Št. šarže	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Al
71552	0,53	0,27	0,98	0,019	0,030	1,09	0,12	0,018
88093	0,50	0,22	0,92	0,024	0,024	1,07	0,12	0,009
88112	0,51	0,24	0,94	0,016	0,026	1,10	0,12	0,007
88103	0,50	0,25	0,92	0,027	0,022	1,12	0,13	0,028
88116	0,52	0,25	0,88	0,018	0,028	1,20	0,14	0,009
88105	0,52	0,27	0,95	0,020	0,016	1,12	0,13	0,008
88106	0,52	0,19	0,98	0,022	0,027	1,20	0,11	0,010
71594	0,51	0,26	0,90	0,023	0,027	1,09	0,12	0,013
71948	0,53	0,19	0,88	0,018	0,011	1,06	0,11	0,011
71951	0,53	0,25	0,93	0,026	0,017	1,09	0,12	0,012
71952	0,51	0,30	0,86	0,024	0,009	1,08	0,12	0,020
88115	0,53	0,25	0,93	0,024	0,028	1,16	0,15	0,007
28618	0,51	0,25	0,90	0,016	0,016	1,10	0,12	0,014
28617	0,52	0,25	0,94	0,023	0,021	1,07	0,14	0,021
88100	0,52	0,23	0,99	0,017	0,018	1,14	0,12	0,007
88096	0,51	0,22	0,95	0,023	0,034	1,14	0,13	0,013
71485	0,52	0,19	0,89	0,020	0,020	1,09	0,16	0,014
88113	0,52	0,19	0,86	0,018	0,022	1,07	0,11	0,006
28614	0,53	0,35	0,91	0,033	0,016	1,08	0,12	0,009

Povprečje: 0,52 0,24 0,92 0,021 0,022 1,11 0,13 0,013

Tabela 2: Kemična sestava šarž, ki so se valjale brez hlajenja

Št. šarže	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Al
71958	0,50	0,23	0,93	0,021	0,019	1,03	0,12	0,019
71949	0,54	0,22	0,88	0,012	0,017	1,04	0,11	0,009
71955	0,52	0,24	0,89	0,012	0,017	1,07	0,12	0,019
88097	0,52	0,20	0,92	0,021	0,020	1,09	0,12	0,004
88110	0,52	0,20	0,92	0,027	0,031	1,08	0,13	0,010
71594	0,51	0,26	0,90	0,023	0,027	1,09	0,12	0,013
71197	0,53	0,23	1,03	0,023	0,024	1,12	0,16	0,005
87815	0,51	0,19	0,98	0,022	0,025	1,19	0,16	0,009
71551	0,54	0,24	0,97	0,019	0,023	1,09	0,12	0,014
88114	0,54	0,22	0,96	0,027	0,028	1,11	0,13	0,007
71502	0,53	0,28	1,04	0,019	0,017	1,16	0,15	0,007
88101	0,52	0,23	0,96	0,033	0,024	1,09	0,13	0,020
88113	0,52	0,19	0,86	0,018	0,022	1,07	0,11	0,006

Povprečje: 0,52 0,23 0,94 0,021 0,023 1,09 0,13 0,011

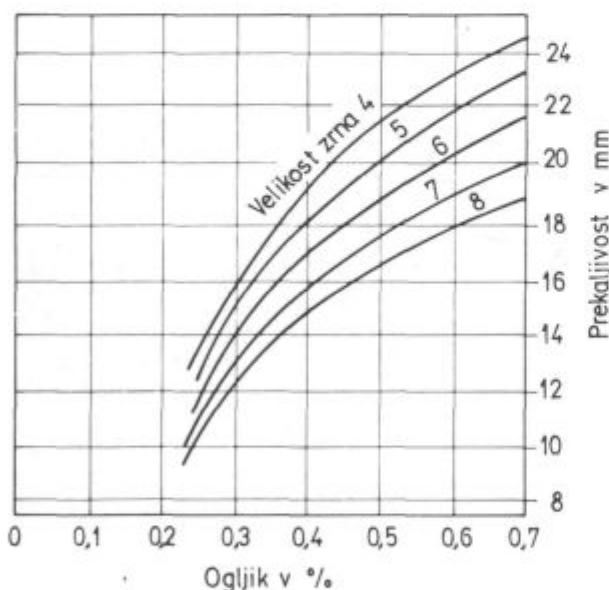
Do podobne ugotovitve pridemo tudi, če primerjamo povprečno kemično sestavo šarž, ki so se krivile pri valjanju, in povprečno kemično sestavo šarž, ki se niso krivile. Vidimo lahko, da imata obe skupini šarž skoraj enako povprečno kemično sestavo in da so minimalne razlike le pri kromu in manganu. Prva skupina šarž ima povprečno za 0,02 % več kroma, kar bi potrjevalo zgornjo domnevo, da se pri valjanju krivijo tiste šarže, ki imajo višjo vsebnost legirnih elementov. Nasprotno temu pa je v isti skupini šarž mangan povprečno za 0,02 % nižji, kar je popolnoma v nasprotju z zgornjo domnevo. Tako smo zaključili, da spremembe vsebnosti legirnih elementov v mejah standarda nimajo vpliva na krivljenje pri valjanju.

Med našimi valjavci je v tistem času prevladovalo mnenje, da je ravenško jeklo manj občutljivo na krivljenje, kakor štorsko konti jeklo. Razlago za tako mnenje,

ki pa ni bilo podkrepjeno s točnimi statističnimi podatki, smo iskali v tem, da naše jeklo ni dezoksidirano z aluminijem in je zaradi tega bolj nagnjeno h grobem avstenitnemu zrnju, ki se lažje transformira v bainit in martenzit. Ker je bila pri šaržah, navedenih v tabelah 1 in 2, vsebnost aluminija zelo različna, od 0,004 do 0,028 %, smo ustrezno temu mnenju pričakovali, da imajo nižjo vsebnost aluminija tiste šarže, ki so se krivile pri valjanju. Vendar pa iz primerjave vsebnosti aluminija med posameznimi šaržami, kakor tudi iz primerjave povprečne vsebnosti aluminija med prvo in drugo skupino šarž, lahko vidimo, da tudi aluminij nima vpliva na krivljenje pri valjanju.

Vpliv dušika v jeklu na krivljenje pri valjanju

Razlago za to, da se le nekatere šarže krivijo pri valjanju oziroma da se le pri nekaterih šaržah pojavlja pri transformaciji avstenita tudi bainit in martenzit, smo iskali v različni kaljivosti posamezne šarže. Kot je znano, so kaline lastnosti jekla odvisne predvsem od njegove kemične sestave ter delno tudi od velikosti avstenitnega zrna in števila kristalizacijskih kali za tvorbo perlita. Ker je pregled večjega števila šarž pokazal, da sprememba vsebnosti legirnih elementov znotraj standarda nima vpliva na krivljenje, smo razlago za krivljenje pri posameznih šaržah iskali le v velikosti avstenitnega zrna in številu kristalizacijskih kali v jeklu. Kako je pri ogljikovem jeklu globina prekaljivosti odvisna od velikosti avstenitnega zrna, je prikazano na sliki 6.



Slika 6.

Prekaljivost ogljikovega jekla pri različnih velikostih avstenitnega zrna

Fig. 6

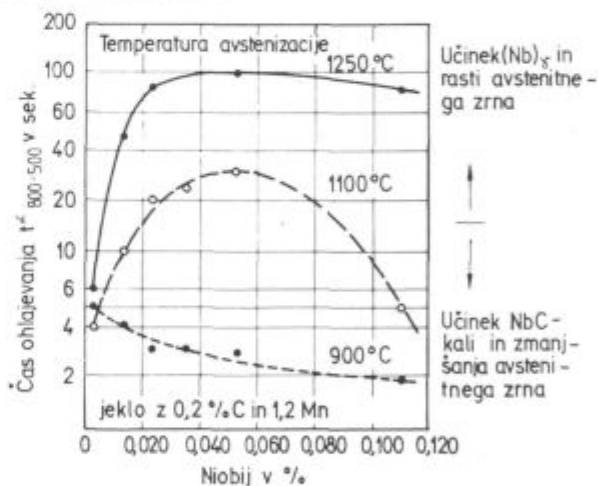
Through hardenability of carbon steel at various sizes of austenite grains

Med valjanjem prihaja, odvisno od stopnje deformacije po vsakem vtiku, do statične ali dinamične rekristalizacije. Po vsaki statični rekristalizaciji dobi jeklo drobnejše avstenitno zrnje, ki pa potem ponovno raste. Pri tem ponavljajočem se procesu statične rekristalizacije in ponovne rasti avstenitnega zrna pri valjanju imajo zelo važno vlogo izločki aluminijevega in vanadijevega nitrida. Ti, zelo drobno izločeni nitridi, povzročajo pri statični re-

kristalizaciji nastanek drobnega avstenitnega zrna, po rekristalizaciji pa ovirajo njegovo ponovno rast. Tako bo torej imelo jeklo z dovolj izločki aluminijevega in vanadijevega nitrida po valjanju, kakor tudi pri temperaturi transformacije, drobno avstenitno zrnje.

Izločeni nitridi in karbonitridi v jeklu močno pospešujejo potek transformacije avstenita v perlit. Ta proces transformacije, podobno kot večina procesov v kovinah, poteka preko tvorbe kristalizacijskih kali in rasti kristalnih zrn. Če so v jeklu izločeni drobni nitridi in karbonitridi, se ob teh izločkih veliko lažje in hitreje tvorijo kristalizacijske kali. Čas od podhladitve in začetka tvorbe perlita se skrajša, hkrati pa tudi čas celotne transformacije. Pri kontinuirnem ohlajanju jekla Č.4830 pomeni to, da se bo avstenit prej v popolnosti pretvoril v perlit, preden bo doseglo jeklo temperaturo bainitne in martenzitne transformacije, ko bi se preostali avstenit lahko pretvoril v bainit in martenzit.

Vpliv neraztopljenih karbonitridov in velikosti avstenitnega zrna na začetek transformacije avstenita pri enem od običajnih mikrolegiranih jekel je prikazan na sliki 7. Iz tega diagrama je razvidno, da je kritični ohlajevalni čas za pričetek transformacije avstenita odvisen od temperature avstenitizacije. Pri nizkih temperaturah avstenitizacije, ko ima jeklo drobno avstenitno zrnje in neraztopljene karbonitride, ki delujejo kot kali, se ta kritični ohlajevalni čas skrajša. Nasprotno temu pa se pri višjih temperaturah avstenitizacije ta čas močno podaljša zaradi grobega avstenitnega zrna in povečane vsebnosti legirnih elementov v avstenitu, do katere pride z raztopitvijo karbonitridov.



Slika 7.

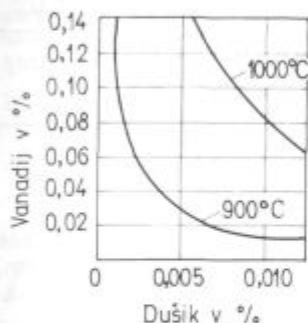
Ohlajevalni časi za pričetek tvorbe ferita — perlita pri jeklu, legiranem z Nb po različni avstenitizaciji

Fig. 7

Cooling times for commencement of ferrite-pearlite formation in steel alloyed with Nb after various austenitization annealings

Topnost nitridov in karbonitridov v jeklu je odvisna od topnostnega produkta in od temperature (slika 8). Pri višjih temperaturah je topnost večja, proti nižjim temperaturah pa pada. Med valjanjem, ko temperatura valjanca pada, se pričnejo iz prenasočene trdne raztopine izločati nitridi in karbonitridi. Plastična deformacija s povečanjem števila napak v jeklu, kot so dislokacije in praznine, močno pospeši izločanje nitridov in karbonitridov. Iz topnostnega produkta tudi sledi, da je pri določeni temperaturi količina izločenih nitridov v jeklu tem večja, čim večja je v njem vsebnost nitridotvornih elementov in du-

šika. Pri enaki vsebnosti aluminija in vanadija bo več izločenih nitridov v tistem jeklu, ki bo imelo večjo vsebnost dušika.



Topnostni produkt:

$$\log [V][N] = -\frac{8330}{T} + 346$$

Slika 8.

Topnostne izoterme VN v jeklu pri različnih temperaturah (po K. J. Irvine)

Fig. 8

Solubility isotherms VN in steel at various temperatures (after K. J. Irvine)

Pri pregledu večjega števila šarž smo opazili, da nagljenost posameznih šarž h krivljenju na hladilni klopi ni odvisna od vsebnosti aluminija v jeklu. Zato smo sklepali, da so vsebnosti dušika v jeklu po posameznih šaržah precej različne. Tako je lahko v nekaterih šaržah kljub zadostni vsebnosti aluminija in vanadija koncentracija dušika premajhna, da bi se med valjanjem izločilo dovolj nitridov, kar bi zagotovilo drobno avstenitno zrno. Tako imajo šarže z nizkim dušikom po valjanju malo izločenih nitridov in grobo avstenitno zrno, ki se pri ohlajanju transformira v večfazno strukturo perlita, bainita in martenzita, kar povzroča krivljenje pri valjanju.

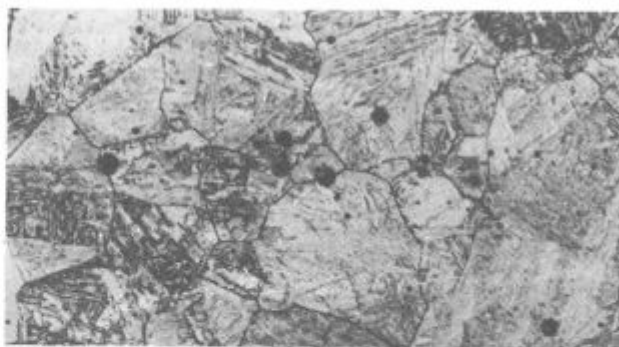
Pravilnost predpostavke o vplivu dušika v jeklu na krivljenje pri valjanju smo preverili na dvajsetih šaržah, za katere smo imeli podatke o valjanju. Kemična analiza je pokazala, da so vsebnosti dušika pri teh šaržah med 60 in 125 ppm in da imajo šarže, ki so se pri valjanju krivile, povprečno 105 ppm dušika, tiste, ki pa se niso krivile, pa 92 ppm.

Domnevo o povezanosti vsebnosti dušika v jeklu z velikostjo avstenitnega zrna in posredno s pojavom krivljenja pri valjanju smo preverili z naslednjim preizkusom. Šestim šaržam, tri od teh so se valjale brez hlajenja in tri s hlajenjem, smo določili avstenitno zrno z avstenitizacijo vzorcev dve uri pri temperaturi 1050° C. Opazili smo, da imajo šarže, ki so se pri valjanju krivile, približno za eno stopnjo bolj grobo zrno od tistih, ki se niso krivile (slika 9). Opazili smo tudi, da imajo šarže z grobim zrnom vsebnost dušika 80, 60 in 86 ppm, z drobnim zrnom pa 100 in 135 ppm.

Industrijski poizkusi

Ker je kemična analiza dušika v posameznih šaržah, pa tudi določitev avstenitnega zrna pri avstenitizaciji na temperaturi 1050° C kazala na pravilnost predpostavke, da prihaja do krivljenja pri valjanju pri šaržah z nižjo vsebnostjo dušika, smo se odločili za izdelavo večjega števila šarž s povišanim dušikom. Po veljavnem tehnološkem predpisu se jeklo Č.4830 pred odlivanjem obdela s CaSi. Povišano vsebnost dušika v jeklu smo nameravali doseči z vpihovanjem prašnatnega CaSi v tekoče jeklo, z mešanico 75 % argona in 25 % dušika.

V prvi seriji je bilo odlitih 27 šarž jekla Č.4830 s povišanim dušikom. Časi vpihovanja CaSi so bili pri teh šar-



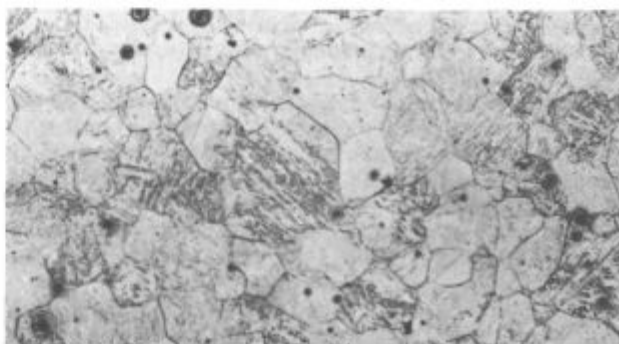
Slika 9:

Avstenitno zrno, avstenitizacija dve uri pri 1050° C. Jedkalo pikrinska kislina, pov. 100 x
 Zgoraj: Vzorec iz šarže, ki se je pri valjanju krivila.
 Spodaj: Vzorec iz šarže, ki se pri valjanju ni krivila.

Fig. 9

Austenitic grain, austenitization 2 hours at 1050° C. Etchant picric acid, magn. 100 x .

Top: Sample from the heat where rollings were distorted
 Bottom: Sample from the heat where rollings were not distorted



žah približno 3 do 4 minute, pri čemer so bile dosežene vsebnosti dušika od 106 do 174 ppm ter v povprečju 136 ppm na prvi peči in 146 ppm na drugi peči.

Valjanje teh šarž s povišanim dušikom je pokazalo, da je bilo le pri šestih šaržah potrebno hlajenje pred zadnjim vtikom, ostalih 21 šarž, kar je približno 80 %, pa se je valjalo brez hlajenja. V primerjavi s stanjem pred tem, ko se je brez hlajenja valjalo le približno 40 % šarž, je to bistveno boljši podatek in nam jasno kaže, da dušik v jeklu odločilno vpliva na krivljenje pri valjanju. Od šestih šarž, ki jih je bilo potrebno hladiti pred zadnjim vtikom, so imele tri vsebnost dušika pod 120 ppm, kar imajo že šarže, ki niso bile prepihane z mešanico argona in dušika. Če ne upoštevamo teh treh šarž, ki niso imele povišane vsebnosti dušika, lahko rečemo, da se pri valjanju ni krivilo približno 90 % šarž.

Povprečna kemična sestava šarž s povišanim dušikom, ki so se krivile pri valjanju, in povprečna kemična sestava šarž, ki se niso krivile, sta prikazani v tabeli 3. Iz te tabele je razvidno, da imajo šarže, ki so se kljub povišani vsebnosti dušika krivile pri valjanju, povprečno višjo vsebnost legirnih elementov mangana, kroma, molibdena in niklja. Ta ugotovitev nam kaže, da imajo nekoliko vpliva na krivljenje pri valjanju tudi spremembe vsebnosti legirnih elementov v mejah, ki jih dopušča standard. Vendar na začetku naših preiskav pri šaržah z običajno vsebnostjo dušika vpliv legirnih elementov ni bil opazen zaradi prevladajočega vpliva dušika na krivljenje pri valjanju.

Tabela 3: Povprečna kemična sestava »šarž H« in »šarž T« pri jeklu Č.4830, prepihanem z mešanico argona in dušika

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	N
Povprečje pri enaindvajsetih »šaržah T«	0,53	0,32	0,86	0,011	0,008	0,97	0,016	0,14	0,14	0,022	0,0142
Povprečje pri šestih »šaržah H«	0,54	0,32	0,92	0,012	0,009	1,00	0,028	0,17	0,13	0,020	0,0125

»šarže T« = šarže, ki so se valjale brez hlajenja

»šarže H« = šarže, ki so se valjale s hlajenjem pred zadnjim vtikom

Izdelana je bila tudi posebna empirična formula, s pomočjo katere smo lahko pri šaržah s povišanim dušikom na osnovi kemične sestave s precejšnjo gotovostjo napovedali, če se bo šarža krivila pri valjanju:

$$K = 0,6 (\% \text{ Mn} - 0,86) + 1,11 (\% \text{ Cr} - 0,97) + 1,45 (\% \text{ Mo} - 0,016) + 0,15 (\% \text{ Ni} - 0,14)$$

Šarže s povišanim dušikom, ki imajo po zgornji enačbi izračunano vrednost K negativno ali pozitivno in manjšo od 0,14, se pri valjanju ne krivijo. Pri šaržah s K med 0,14 in 0,20 obstaja precejšnja verjetnost, da bo prišlo do krivljenja pri valjanju. Ta verjetnost je predvsem odvisna od pogojev valjanja, kot sta končna temperatura valjanja in hitrost ohlajanja valjanecv na hladilni klopi. Nad tem prehodnim območjem se vse šarže s K nad 0,20 pri valjanju krivijo.

Pri vpihovanju CaSi z mešanico argona in dušika so bile med posameznimi šaržami precejšnje razlike v vsebnosti dušika. Do teh razlik je prišlo zaradi različno dolgih časov vpihovanja CaSi in zaradi različnih pritiskov argona in dušika v jeklenkah. Da bi dosegli bolj enakomerno vsebnost dušika v jeklu, smo pozneje izdelovali jeklo s povišanim dušikom s pomočjo legiranja z nitrovanom.

Do danes so bile še tri kampanje odlivanja jekla Č.4830 s povišanim dušikom, tako da je bilo skupno narejeno preko 100 teh šarž. Pri zadnjih dveh kampanjah je bilo narejeno tudi 45 šarž z nitrovanom. Tudi pri teh 100 šaržah je bil povprečno delež šarž, ki so se krivile pri valjanju, manj kot 10 %.

ZAKLJUČKI

Industrijski poizkusi so potrdili predvidevanja raziskav, da povišanje vsebnosti dušika v jeklu Č.4830 učinkovito preprečuje krivljenje na hladilni klopi pri valjanju ploščatih profilov. Pri običajnem raztrosu vsebnosti legirnih elementov v jeklu in pri povišani vsebnosti dušika

od 140 do 170 ppm se pri valjanju krivi še samo manj kot 10 % šarž. To pa je bistveno boljše od stanja pred tem, pri šaržah z običajno vsebnostjo dušika, kjer se je pri valjanju krivilo približno 60 % šarž.

Kljub povišani vsebnosti dušika v jeklu se pri valjanju še vedno krivijo tiste šarže, ki imajo vsebnost več legirnih elementov na zgornji analizi meji.

Povišano vsebnost dušika v jeklu smo dosegli s prepihanjem tekočega jekla z mešanico argona in dušika ali z legiranjem z nitrovanom. Vendar smo pri obstoječih pogojih v jeklarni dosegli bolj konstantne vrednosti dušika v jeklu pri legiranju z nitrovanom.

Literatura

1. Avtorski kolektiv: Werkstoffkunde Stahl, VERLAG STAHLISEN m.b.H. Düsseldorf, 1985
2. Wolfgang Pitsch: Grundlagen der Wärmebehandlung von Stahl, VERLAG STAHLISEN m.b.H. Düsseldorf, 1976
3. C. A. Siebert, D. V. Doane, D. H. Breen: The hardenability of steels
4. L. I. Gladštejn, D. A. Litvinenko, L. G. Onučin: Struktura avstenita i svojstva gorjačkatnoj stali, Izdateljstvo metalurgija, 1983
5. L. Mayer: Stahl und Eisen 101 (1981) 483—491
6. G. Glover, R. B. Oldland, R. Louis: Properties and processing of vanadium — nitrogen steels, HSLA steel conference, 1984
7. Michael Korchymsky: Microalloying and thermo — mechanical treatment, 1987
8. F. Vodopivec: Aluminijev nitrid v jeklu
9. A. Kern, W. Reif: Steel research 57, str. 331—334
10. B. Dutta, C. M. Sellars: Materials Science and Technology 1986, 2, 146—153
11. A. Kern, W. Reif: Steel research 57 (1986) 385—388
12. A. Kern, W. Reif: Steel research 57 (1986) 377—384
13. D. Kmetič, F. Vodopivec, J. Žvokelj, F. Kavčič, F. Haler: Vodenje ohlajanja po valjanju za doseglo zadostne plastičnosti za hladno predelavo jekla, II. del. Poročilo Met. inštituta, št. 84-032, 1984

ZUSAMMENFASSUNG

Beim Walzen flacher Profile aus Stahl Č.4830 kommt bei einigen Schmelzen beim Kühlen an der Kühlbank zum Siechelartigen Biegen der gewalzten Profile. Seit dem dieser Stahl in größeren Mengen gewalzt wird ist es bekannt, dass dieses Biegen durch die Herabsetzung der Endwalztemperatur bzw. durch das Kühlen des Walzgutes vor dem letzten Stich verhindert werden kann. Um dieses ungünstige Kühlen des Walzgutes vor dem letzten Stich zu vermeiden haben wir Möglichkeiten gesucht die Empfindlichkeit des Stahles zum Biegen beim Abkühlen an der Kühlbank durch die Änderung der chemischen Zusammensetzung von Stahl zu verringern.

Metallographische Untersuchungen zeigten, dass die geraden Profile ein gleichmässiges perlitisches Gefüge aufweisen und die gebogenen Profile aus einem Mehrphasengefüge aus Perlit, Bainit und Martensit bestehen. Auf grund dieser metallographischer Untersuchungen haben wir entnommen, dass bei einem höheren Stickstoffgehalt im Stahl nach der Warmverformung eine grössere Zahl der ausgeschiedenen Nitride und feineres Austenitkorn im Stahl erzehlt werden kann. Weiter haben wir entnommen, dass bei solchem Stahl die Umwandlung in Perlit leichter verlaufen wird, was das Biegen des Walzgutes an der Kühlbank verhindern wird.

Mehr als hundert Schmelzen von Stahl Č.4830 mit dem Stickstoffgehalt bis 170 ppm sind erzeugt worden wobei, der Zuwachs von Stickstoff durch das Einblasen von CaSi mit einem Gemisch aus Argon und Stickstoff oder durch das Zulegieren mit Nitrovan erreicht worden ist. Von den Schmelzen mit höherem Stickstoffgehalt konnten etwa 90 % ohne Kühlung vor

dem letzten Stich gewalzt werden was wesentlich besser ist als es zuvor war, wo sich kaum 40 % der Schmelzen ohne Kühlung walzen liessen. Eine genauere Überprüfung der chemischen Zusammensetzung der Schmelzen die trotz höherem Stickstoffgehalt beim Walzen gekühlt werden mussten, zeigte einen höheren Gehalt von Legierungselementen.

SUMMARY

When flat sections of Č.4830 steel are rolled, a sickle-like distortion of rollings occurs in cooling on the cooling bank with some heats. Since this steel is rolled in greater quantities, it is known that distortion can be prevented by reducing the final rolling temperature or by cooling the rollings before the last pass. In order to avoid this unpleasant cooling before the last pass a possibility was sought to reduce the steel sensitivity to buckling on the cooling bank by changing the chemical composition of steel.

Metallographic investigations showed that normally straight rollings have an uniform pearlitic structure while in the distorted rollings a multi-phase structure of pearlite, bainite, and martensite was revealed. Thus the conclusion was made that a higher content of nitrogen in steel will cause the precipitation of grea-

ter amount of nitrides resulting in finer austenitic grains after hot deformation. Further supposition was made that such a steel can be easily transformed into pearlite which will prevent distortion of rollings on the cooling bank.

More than hundred melts of Č.4830 steel with nitrogen contents up to 170 ppm were made. This was achieved by blowing CaSi with the mixture of argon and nitrogen or by alloying Nitrovan. 90 % of heats with increased nitrogen content could be rolled without intermediate cooling which is substantially better than with the heats with low nitrogen out of which only 40 % of good rollings was obtained. Checking the chemical composition of the heats where intermediate cooling was necessary even at higher nitrogen contents revealed that they contained greater amount of alloying elements.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При прокатки плоских профилей пружинной стали С.4830 наступает при некоторых партиях загрузок при охлаждении на охлаждающем столе серповидный изгиб проката. С тех пор как эта сталь прокатывается в больших количествах, было известно, что этот изгиб можно предотвратить при снижении температуры окончательного прокатывания, отн. охлаждением проката до последнего пропуска. Чтобы избежать этому неблагоприятному охлаждению проката перед последним пропуском, мы стремились получить возможность, чтобы с изменением химического состава стали уменьшить её чувствительность на изгиб при охлаждении на охлаждающем столе.

Металлографические исследования показали, что обычно ровный прокат имеет равномерную перлитную структуру а кривой прокат многофазную структуру, состоящую из перлита, бейнита и мартенсита. На основании этих металлографических исследований мы заключили, что повышенное содержание азота в стали мы получим, если сталь после

горячей деформации будет иметь довольно большое количество выделённых нитридов и более мелкие зёрна аустенита. Кроме этого мы заключили, что такая сталь легче трансформируется в перлит, что будет воспрепятствовать изгибу проката на охлаждающем столе.

Изготовлено было свыше ста расплавов стали С.4830 с содержанием азота до 170 ppm, что мы получили вдуванием Ca с смесью аргона и азота, или же легированием с нитро ванадием. От этих партий стали с повышенным содержанием азота была возможность прикл. при 90 % выполнять прокатку без охлаждения до заднего пропуска, что существенно улучшает полученное прежнее состояние, когда в партии расплава было всего прикл. 40 %. При пересмотре химического состава этих партий расплава мы обнаружили, что несмотря на увеличенное содержание азота при прокатке необходимо охлаждение, более высокое содержание легированных элементов.