

Zveza med preoblikovalnostjo nizkoogljčnih jekel in vsebnostjo aluminija in dušika

2. del MEHANIZAM TRGANJA POVRŠINE PRI VROČEM PREOBLIKOVANJU

V prvem delu članka je kritična analiza literaturnih podatkov o mehanizmu vpliva AlN na preoblikovalnost jekla, v drugem so opisani rezultati eksperimentov, katerih cilj je bil, da se ugotovi

vi hitrost izločanja AlN pri počasnem ohlajanju jekla in hitrost raztapljanja AlN pri izotermnem ogrevanju, v tretjem delu pa je razlaga nove hipoteze o vplivu AlN na preoblikovalnost jekla.

1. ANALIZA LITERATURNIH PODATKOV

V strokovnih člankih je precej razširjeno mnenje, da je vzrok trganja v aluminijevem nitridu, ki se med ohlajanjem avstenita izloča po kristalnih mejah in tako zmanjšuje kohezijo med kristalnimi zrni. Opazovanje v elektronskem mikroskopu pa ni v jeklih z normalno vsebnostjo AlN nikdar pokazalo kristalnih mej, ki bi bile obogatene z nitridnimi izločki. Take izločke sta opazila Woodfine in Quarrell¹ le v jeklih z 0,2 % Al, kar je abnormalno veliko in ne more biti dokaz za njuno trditev, da so izločki AlN po kristalnih mejah vzrok za trganje pri preoblikovanju jekel, ki imajo nekajkrat manj aluminija. Tudi za domnevo Opel-a in Wagnerja¹¹, ki zmanjšano plastičnost povezujejo z izločki AlN, markiranimi primarnimi austenitnimi mejami, ni nobenih eksperimentalnih dokazov. Stevilni raziskovalci (3, 4, 5, 6, 7 in 8) so objavili posnetke, iz katerih se jasno vidi, da so izločki, ki nastajajo pri ohlajanju ali izotermnem zadržanju jekla v temperaturnem področju izločanja AlN iz avstenita, enakomerno porazdeljeni v jeklu. Velikost kockastih ali prizmatičnih izločkov raste s temperaturo izločanja ali s trajanjem žarjenja⁸. So pa eksperimentalni dokazi za to, da se AlN izloča v obliki tankih open, če izločanje poteka paralelno z rekristalizacijo hladno predelanega jekla⁹. Trganje se pojavlja v intervalu 800 do 1100° C, ko je rekristalizacija mnogo hitrejša kot izločanje. Iz vsega tega lahko precej gotovo sklepamo, da ni verjetno, da bi bil vzrok za trganje izločanje AlN po takih ali drugačnih mejah.

Portevin¹⁰ je razvil hipotezo, da je trganje posledica raztapljanja nitridov, zaradi katerega se na posameznih mestih poveča vsebnost Al nad topnost v avstenitu in nastajajo feritni otoki, nastala dvofazna struktura pa ima slabšo preoblikovalnost od enofaznega avstenita. Dahl in Hengstenberg sta to hipotezo o škodljivosti raz-

širila še na izločanje AlN, kajti njuni upogibni preizkusi v vročem so pokazali, da je deformacijska sposobnost jekla najslabša prav v temperaturnem intervalu izločanja AlN iz avstenita, v katerem pa poteka tudi normalno valjanje jekla.

Analizirajmo eno in drugo hipotezo. Trganje se pojavlja pri padajoči temperaturi, ko se AlN izloča, ne pa raztaplja. Če bi se v trenutku raztopilo v avstenitu 0,05 % Al, bi pri topnosti AlN v avstenitu 1 % nastalo teoretsko lahko največ 5 % ferita pod pogojem, da v avstenitu ni raztopljeno nič aluminija, to pa je nemogoče, saj je v avstenitu do 1 % Al. Če upoštevamo to dejstvo, da se AlN ne raztopi naenkrat, marveč v določenem temperaturnem intervalu, je malo verjetno, da bi pri raztapljanju sploh prišlo do nastanka ferita in tudi če bi ta nastal, bi bila množina ferita daleč pod mejo, ki bi bila lahko škodljiva s stališča dvofazne strukture. V tej zvezi bi opozorili na dejstvo, da menimo, da majhna množina ferita celo zmanjšuje pokljivost v vročem zvaru nerjavnih elektrod. Podobni so razlogi, zaradi katerih lahko izključimo možnost, da pri ohlajanju nastane škodljiva množina AlN zaradi izločanja AlN. To izločanje je počasno, hitrost izločanja je za nekaj redov velikosti bolj počasna kot proces preoblikovanja. Opel in Wagner¹¹ navajata, da nista opazila, da bi imela deformacija avstenita v vročem vpliv na hitrost izločanja AlN.

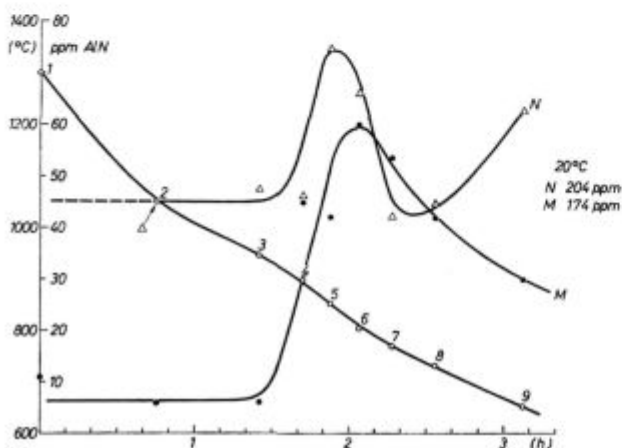
2. EKSPERIMENTALNO DELO

Zanesljivih podatkov o izločanju AlN med počasnim ohlajanjem jekla, ki bi ga lahko primerjali z ohlajanjem jekla v bramah po ulivanju, v literaturi nismo našli. Z namenom, da bi preverili hipotezo o škodljivosti izločanja, smo izmerili kinetiko izločanja nitrida med počasnim ohlajanjem. Zdi se nam namreč, da ni pravilno, da primerjamo, kot sta napravila že omenjena Dahl in Hengsten-

berg, deformacijo, ki se izvrši v nekaj sekundah in izločanje, ki se izvrši med enournim žarjenjem. Za poizkus smo izbrali 2 jekli, eno s precej, drugo z malo AlN. Vzorci smo vzeli iz bram, ulitih v Železarni Jesenice, jih segrevali najprej 1 uro pri 1300°C, nato smo jih počasi ohlajali v peči in ob določenih temperaturah gasili v vodi. Vsebnost AlN smo določili po Beeglijevi metodi. V tabeli 1 podajamo sestavo jekel, katere smo uporabili za ta in za naslednji poizkus, v tabeli 2 pa so podane temperature gašenja in vsebnosti AlN. Za primerjavo je še podana vsebnost AlN po ohladitvi v peči na temperaturo ambienta in po 1 urnem žarjenju pri 950°C. Na sliki 1 so rezultati iz tabele 2 prikazani grafično. Enakomerno pada-

joča krivulja prikazuje ohlajanje peči; na njej so označene temperature gašenja posameznih vzorcev. Krivulja M prikazuje stopnjo izločanja AlN v jeklu z malo nitrida, krivulja N pa v jeklu z mnogo nitrida. Obe krivulji izločanja sta po obliki zelo podobni in jasno kažeta, da v avstenitu, ki se ohlaja s temperature 1450°C, ni nobenega izločanja, dokler temperatura ne doseže približno 950°C. Pod to temperaturo se začne energično izločanje, vendar se že od pribl. 850°C vsebnost nitrida ponovno zmanjšuje. Pod temperaturo 750°C vsebnost izločenega nitrada v jeklu z veliko aluminija in dušika ponovno raste, v jeklu z malo aluminija pa naprej pada. Pri nadaljevanju ohlajanja v peči do navadne temperature se je v obeh jeklih izločilo približno 70% od vsebnosti nitrada, kolikor ga je analiza pokazala v ohlajenem ingotu. Na osnovi tega in podatkov o ohlajanju bram po vlišanju, ki so navedeni v prvem delu tega članka, lahko sklepamo, da krivulji M in N na sliki 1 dajejo realno sliko o tem, kar se dogaja tudi med ohlajanjem bram.

Z naslednjim preizkusom smo hoteli ugotoviti kinetiko raztapljanja nitrada v avstenitu pri temperaturah med 1070 in 1300°C. Za preizkus smo izbrali 4 jekla z različno količino aluminija in dušika. Pred preizkusom smo vse vzorce žarili 1 uro pri 950°C, da se je izločilo čim več nitrada. Vzorce smo nato žarili pri 5 temperaturah v omejenem intervalu, v trajanju 0,5, 1, 2 in 4 ure. Po žarjenju smo vzorce gasili v vodi. Rezultate kaže tabela 3 in grafikon na sliki 2. Iz oblike krivulj se lepo vidi, da se v jeklih K in D, teoretično je v njih 270, oz. 240 ppm AlN, nitrid praktično takoj raztopi v vsem temperaturnem področju poizkusov in ostane v avstenitu konstantna količina



Slika 1

Vsebnost aluminijevega nitrada v jeklih M in N v odvisnosti od trajanja ohlajanja in temperature gašenja med ohlajanjem v peči. Sestava jekel je v tabeli 1.

Tabela 1 — Sestava jekel uporabljenih za preizkuse (%)

Sarža	Oznaka	C	Si	Mn	S	P	N	Al ¹	Cu
EL 1849	A (N)	0,22	0,35	1,30	0,017	0,022	0,0105	0,042	0,27
EL 1366	D	0,16	0,30	1,19	0,029	0,018	0,0082	0,032	0,27
3020	K	0,13	0,30	1,07	0,028	0,018	0,0105	0,018	0,20
3026	L	0,16	0,32	1,13	0,03	0,01	0,021	0,058	0,20
EL 4967	M	0,21	0,29	1,20	0,009	0,013	0,0105	0,032	0,24

¹ — topni Al

Tabela 2 — Vsebnost aluminijevega nitrada v odvisnosti od temperature ohlajanja v peči

Temperatura peči °C	1300 1	1050 2	950 3	900 4	850 5	800 6	770 7	725 8	650 9	20	A	B
Vsebnost AlN												
ppm M	11	6	6	45	42	60	54	42	30	174	270	261
N	21	45	48	45	75	66	42	63	63	204	291	274

A — žarjeni 1 uro pri 950°C in gašeni v vodi

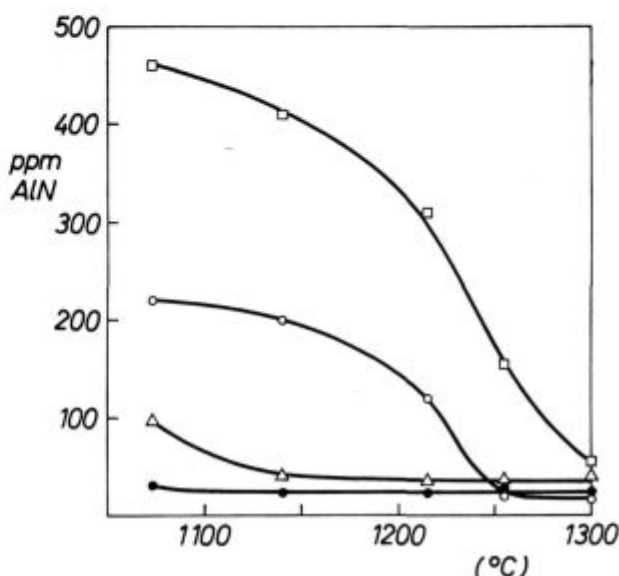
B — ohlajen slab

Tabela 3 — Kinetika raztapljanja AlN v avstenitu pri različnih temperaturah. Vsebnost AlN je v ppm.

Tempe žarjen	Trajanje žarjenja h	Sarža A (N)	Sarža D	Sarža K	Sarža L
1300	0,5	18	20	39	176
	1	24	20	42	167
	2	18	20	36	74
	4	12	27	42	53
1255	0,5	21	27	32	240
	1	18	19	32	240
	2	24	22	35	205
1215	0,5	147	24	35	387
	1	124	19	38	375
	2	132	20	38	348
1140	0,5	194	23	64	460
	1	186	—	35	450
	2	216	22	51	372
1070	0,5	219	27	94	454
	1	195	30	81	445
	2	219	29	99	443
950	0,5	219	29	96	463
	1	258	207	270	490

največ AlN, pa je vsebnost 50 ppm dosežena šele po več kot 2-urnem žarjenju pri 1300° C. Zanimivo je, da pri tem jeklu tudi pri ostalih temperaturah žarjenja raste množina raztopljenega nitrida s trajanjem žarjenja.

A ○ 0,042 Al; 0,0105 N
 D ● 0,032 Al; 0,0082 N
 K △ 0,018 Al; 0,0105 N
 L □ 0,058 Al; 0,021 N



Slika 3

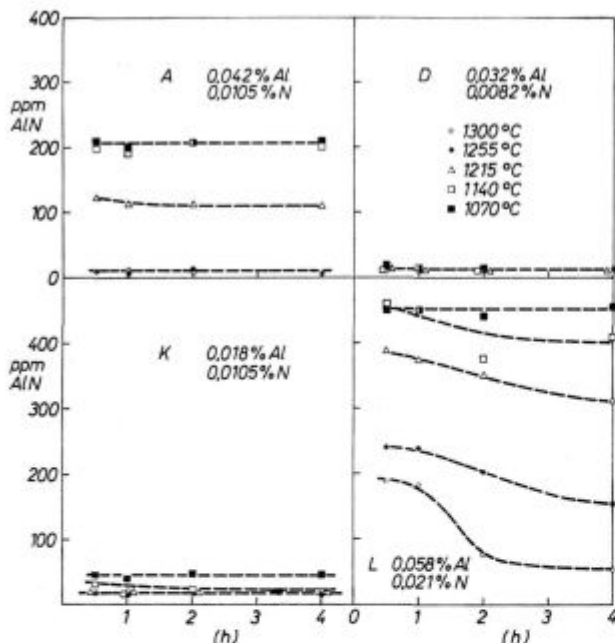
Vsebnost AlN po 4-urnem ogrevanju pri različnih temperaturah v različnih jeklih. Sestave jekel so podane v tabeli 1.

V grafikonu na sliki 3 je pokazano, kako s temperaturo pada množina neraztopljenega nitrida po 4-urnem žarjenju pri preizkusnih temperaturah. V tem diagramu se ponovno jasno pokaže razlika med jekli. Pri 1150° C je dosežen maksimum v množini raztopljenega nitrida v šarži K z 270 ppm AlN; v jeklu A, ki ima le nekoliko več AlN, teoretično 310 ppm, pa se je nitrid raztopil šele pri 1255° C. Razliko v ponašanju je verjetno treba iskati v prebitku aluminija v tej šarži. Oblika krivulj kaže, da nad 1255° C topnost AlN v avstenitu močnejše raste kot pri nižji temperaturi, kajti pri 1300° C ostane samo še cca 50 ppm AlN neraztopljenega v jeklu, ki ima teoretično 620 ppm AlN (šarža L).

3. ANALIZA EKSPERIMENTALNIH DOGNANJ

Iz rezultatov naših preizkusov lahko povzamemo naslednje splošne sklepe:

— v temperaturnem intervalu valjanja bram do temperature 950° C praktično ni pričakovati izločanja AlN.



Slika 2

Kinetika raztapljanja AlN med ogrevanjem jekel A, D, K in L pri različnih temperaturah. Sestava jekel je v tabeli 1.

nitrida pod 30 ppm, kar je red velikosti analitske napake metode, katere smo uporabili za analizo. V jeklu A, ki ima teoretično 310 ppm AlN, je ves nitrid raztopljen šele pri 1255° C, v jeklu L, ki ima

— pri standardni vsebnosti dušika v jeklih med 0,008 in 0,01 % zraste na temperaturi ogrevanja pred valjanjem množina neraztopljenega AlN, ko zraste vsebnost aluminija nad 0,03 %. To kaže, da je precej močan vpliv prebitnega aluminija na raztapljanje nitrida.

— v jeklih s standardno, pa tudi nekoliko povečano vsebnostjo aluminija (0,04 %) se količina AlN, ki se pri ogrevanju ohrani neraztopljen v avstenitu, ne razlikuje po polurnem in po 4-urnem žarjenju na temperaturi. To pomeni, da se s podaljšanjem žarjenja množina raztopljenih nitridnih izločkov ne poveča, zato si ne moremo razlagati izboljšanja preoblikovanosti jekla, zaradi podaljšane ogrevanja jekla pred valjanjem.

Po analizi literaturnih podatkov in dognanj naših preizkusov smo prišli do sklepa, da so do sedaj objavljene hipoteze o mehanizmu vpliva AlN na preoblikovalnost jekla precej problematične, in mislimo, da je najverjetneje, da preoblikovalnost zmanjšujejo zelo drobni nitridi z izločki, ki ostanejo neraztopljeni, če jeklo vsebuje več AlN kot se ga lahko raztopi v avstenitu pri izbrani temperaturi ogrevanja. Znano je, da vse disperzne faze s primerno velikostjo, med take faze spadajo tudi izločki AlN, zavirajo gibanje dislokacijskih linij in rast kristalnih zrn, oziroma dovoljujejo eno in drugo, samo dokler polmer ukrivljenosti dislokacijske črte ali kristalne meje rastočega zrna ne doseže določene velikosti. Vpliv izločkov je torej lahko dvojen: direkten, če se manifestira v tem, da zavira gibanje dislokacij med vročo deformacijo, kar nedvomno zmanjšuje preoblikovalnost jekla, ali pa indirektno, če se manifestira v zaviranju rekristalizacije jekla in odpravi posledic deformacije, zaradi česar bi lahko prišlo do neke vrste utrjenosti jekla. Mogoče je seveda, da se oba mehanizma seštevata.

Če naša hipoteza drži, bi se dalo poboljšati preoblikovalnost s tem, da se poveča hitrost rekristalizacije jekla. To lahko dosežemo s povečanjem hitrosti deformacije, ko se v kristalno mrežo kovine vnese mnogo več kristalnih napak, vrzeli in dislokacij kot pri počasni deformaciji in se s tem olajša rekristalizacija. Opel in Wagner sta dokazala, da je z rastočo vsebnostjo AlN za dobro preoblikovalnost potrebna večja hitrost deformacije.

Vemo tudi, da se pri enako veliki vsebnosti AlN ne trgajo jekla, ki imajo povišano množino ogljika. Naša opazovanja na visokotemperaturnem mikroskopu kažejo migracijo kristalnih mej avstenita v jeklu z 0,49 % C, razmeroma hitra je že pri 1200° C, v tehnično čistem železu brez ogljika in s praktično enako množino AlN pa se migracija ne opazi tudi pri za 1500° C višji temperaturi. Ne znamo še razložiti mehanizma vpliva ogljika; teoretično je mogoče, da ogljik pospešuje raztapljanje AlN v avstenitu ali pa zmanjšuje površinsko napetost avstenita tako, da je pri enaki velikosti in množini nitridnih izločkov manjša sila, ki se upira

premikanju kristalnih mej in dislokacijskih linij. Iz detajlne analize AlN v jeklu, katero je pripravil Kveder¹⁴, povzemamo sklep, da je temperatura popolne raztopitve nitrida v jeklih, ki imajo 0,2 % C in 1,5 % Mn višja kot v jeklu za globoki vlek. Zdi se torej, da je drugo tolmačenje vloge ogljika bolj na mestu. Direktnih dokazov za veljavnost naše hipoteze še nimamo, upamo pa, da jo bomo lahko eksperimentalno preverili.

Poglejmo sedaj, kako bi se dalo na osnovi te hipoteze pojasniti razliko v preoblikovalnosti med bramami, ki so bile založene v valjalniško peč hladne (s tem označujemo brame, založene ohlajene na temperaturo pod 500° C) in bramami istega jekla, ki so bile založene v peč ohlajene na največ 800° C. Gotovo je, da je edina razlika med takimi bramami v velikosti nitridnih delcev; v enih in drugih bramah se namreč izloči ves netopni AlN med ohlajanjem ali med sledečim ogrevanjem, ter v vsebnosti vodika. Ni nam znano, da bi kdo kdaj pripisal zmanjšano preoblikovalnost v vročem povečani vsebnosti vodika, zato bomo eventualni vpliv vodika zanemarili. Kveder je eksperimentalno dognal, da je po 100 minutah izotermnega žarjenja v temperaturnem intervalu 700 do 900° C količina izločenega nitrida v jeklu kvalitete C-0560 praktično enaka. Hultgren¹⁵ navaja, da se nitridi že pri počasnem ohlajanju jekla (nitridi že izločeni v avstenitu), ponovno raztopijo v feritu pri transformaciji gama-alfa, ker je pri isti temperaturi topnost AlN v feritu večja kot v avstenitu. Do istega sklepa pridemo z analizo preje omenjenih Kvedrovih dognanj. Popolnoma isto kažeta zelo jasno krivulji na sliki 1. Lahko torej sklepamo, da bo v jeklu, ohlajenem na nizko temperaturo, prišlo do izločanja dela nitrida pri nižji temperaturi in da bodo zato nastali novi nitridni izločki.

Po Gladmanu in Pickeringu se velikost nitridnih izločkov poveča približno 5-krat za vsakih 100° C povečanja temperature izločanja. To kaže, da bodo nitridni izločki v jeklu, ki je bilo ohlajeno na okoli 800° C, večji in bolj redki kot v jeklu, ki je bilo ohlajeno na nižje temperature.

Na temperaturi ogrevanja pred valjanjem se bo v obeh primerih raztopila v avstenitu enaka množina AlN, razlika pa bo nastala v velikosti in gostoti preostalih neraztopljenih izločkov AlN. V jeklu, ki je bilo ohlajeno na višjo temperaturo, se bodo v povprečju enako veliki delci enakomerno zmanjšali, ostali bodo številni drobni izločki z ohranjeno sposobnostjo blokiranja kristalnih mej in dislokacij. Po Zenerju je namreč zavorna sila disperzne faze premo sorazmerna z množino in obratno sorazmerna z velikostjo delavcev disperzne faze. V jeklu, ki je bilo ohlajeno na nižjo temperaturo, se bodo hitreje raztopili bolj drobni nitridni izločki in ostali bodo neraztopljeni večji izločki, nastali pri visoki temperaturi. Ti izločki so bolj redki in večji kot v prvem primeru, zato ne morejo tako učinkovito zadrževati gibanja dislo-

kacij in zavirati rekristalizacije. Rezultat je, da bo v tem primeru pri isti množini neraztopljenega AlN boljša preoblikovnost jekla. Znižanje temperature bo povečalo množino izločenega nitrida in zato slabšalo preoblikovnost jekla. S podaljšanjem žarjenja pri isti temperaturi se bo število zrn AlN zaradi koagulacije zmanjšalo, rezultat bo povečana preoblikovnost jekla. To je znan pojav, ki so ga dosedaj tolmačili s povečanjem množine raztopljenega AlN.

Na kratko: po tej hipotezi je isti razlog za slabo preoblikovnost jekel s precej aluminija in dušika v izločkih AlN, ki so ostali neraztopljeni v avstenitu ali so se iz njega izločili zaradi znižanja temperature, razliko preoblikovnosti med hladno in vroče založenimi bramami pa v velikosti in gostoti neraztopljenih izločkov pri temperaturi valjanja.

Zaenkrat ne znamo razložiti, če zanemarimo vpliv vodika, razlike v predelovalnosti med jekli, ki so bila izdelana po enožilindrnem postopku, in med jekli, ki so bila izdelana po dvožilindrnem postopku in imajo pri enaki sestavi tudi enako vsebnost AlN.

SKLEP

1. Eksperimentalno smo ugotovili, da se med počasnim ohlajanjem jekla, ki ga lahko primerjamo z ohlajanjem bram po ulivanju, začne izločanje nitridov šele pri temperaturi pod 950°C, vendar že od temperature 850°C vsebnost nitrida v jeklu pada, zato ker se v avstenitu izločeni nitrid ponovno raztaplja v feritu. Pri nadaljevanju ohlajanja se nitrid ponovno izloča.

2. V jeklih s standardno množino aluminija in dušika razlika v trajanju ogrevanja na temperaturi, ki je normalna za ogrevanje pred valjanjem, praktično ne vpliva na množino nitrida, ki ostaja neraztopljen v avstenitu.

3. Analiza naših eksperimentalnih dognanj in literarnih podatkov kaže, da objavljene hipoteze o mehanizmu vpliva aluminijevega nitrida na preoblikovnost jekla ne držijo. Zato smo razvili novo hipotezo, po kateri so neraztopljeni izločki AlN vzrok za slabšo preoblikovnost jekla.

ZUSAMMENFASSUNG

Die Warmbrüchigkeit der Blockoberfläche bei der Warmverformung ist eines der unangenehmsten Erscheinungen, die das Warmwalzen begleiten. Die Risse, die auf der freien Oberfläche bei hohen Zugspannungen auftreten, können mehr oder weniger tief sein und verursachen je nach dem viele Schwierigkeiten beim Putzen des Walzgutes und auch kleiner oder grösseren Auswurf.

Besonders stark neigen zur Warmbrüchigkeit die weichen nichtlegierten mit Aluminium beruhigten Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0.10—0.25%. Zu diesen zählen vor allen Stähle denen Aluminium absichtlich im grösseren Masse zugegeben ist, wie alterungsbeständige

Literatura

1. B. C. Woodfine in A. G. Quarrell: »Effect of Al and N on the Occurrence of Intergranular Fracture in Steel Castings — Journal of Iron and Steel Institute (London) 195, 1960, št. 4, 409... 414.
2. W. Dahl in H. Hengstenberg: Untersuchungen über die Ursachen für das Auftreten von Warmbruch an niedrig legierten allgemeinen Baustählen; Archiv für das Eisenhüttenwesen, dec. 1964, št. 12, 1123—1131.
3. I. Kubik, A. Legat in R. Mitsche: »Elektronenmikroskopische Untersuchungen über die Topologie des AlN in weichen Stählen — Radex-Rundschau (Radenthein), 1961, št. 6, 739... 745.
4. W. Dahl, P. Schwab in H. Hengstenberg: »Übermikroskopischer Nachweis von Aluminiumnitrid in betriebsmässig erschmolzenen Baustählen« — Archiv für das Eisenhüttenwesen (Düsseldorf) 32, 1961, 7, 475... 478.
5. A. Ambroz: »Influence de l'aluminium sur la structure et les propriétés des aciers grosses pièces de forge« — Revue de Métallurgie (Paris) 64, 1967, št. 1, 6.
6. U. Vrtel: »The Susceptibility to Aging of Fine Grained Steel Used for Pressure Vessels«. Predavanje na konferenci: Oceli pro energeticky a chemický prumysl, Tatranska Lomnica, junij 1967.
7. F. Vodopivec, L. Kosec in A. Kveder: »O morfologiji in topologiji nitridnih izločkov in o njihovem zaviralnem vplivu na rast avstenitnih zrn v jeklih«. Rudarsko-Metalurški zbornik, 1969, št. 1, 13—24.
8. T. Gladmann in F. B. Pickering: »Grain Coarsening of Austenite« — Journal of Iron and Steel Institute 205, 1967, št. 6, 653... 667.
9. H. Borchers in Zae-Quan Kim: »Das Ausscheidungsverhalten des Aluminiumnitrides in beruhigtem weichen Stahl« — Archiv für das Eisenhüttenwesen (Düsseldorf) 36, 1965, št. 4, 311... 316.
10. P. Portevin: Influence de divers oligoéléments sur la forgealite de l'acier mi dur: Disertacija na Univerzi v Parizu, maj 1962.
11. P. Opel in S. Wagner: Die Warmverformbarkeit von Stählen im Temperaturbereich um 1000°C: Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1964, št. 12, 1113—1144.
12. W. Koch, C. Ilshner-Gensh in H. Rohde: Das Auftreten einer Kubischen Nitrids im aluminiumlegierten Stählen — Archiv für das Eisenhüttenwesen 27, 1956, 701—706.
13. F. Vodopivec in J. Megušar: »O vplivu vsebnosti neoksidiranega aluminija in dušika na velikost avstenitnih zrn v jeklih« — Rudarsko-metalurški zbornik (Ljubljana) 1964, št. 3, 297... 305.
14. A. Kveder: »Nitridi v jeklu«. Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, junij 1967.
15. F. A. Hultgren: »The Reversion and Re-precipitation of Aluminium Nitride in Aluminium Killed Drawing Quality Steel« — Blast Furnace and Steel Plant 56, 1958, št. 2, 149... 156.

und feinkörnige Baustähle und auch andere weiche Stähle, wenn sie zufällig einen höheren Aluminiumgehalt aufweisen.

Die Neigung zur Warmbrüchigkeit ist auch von der Art der Stahlherstellung abhängig. Die im Elektroofen hergestellten Stähle sind warmbrüchiger weil sie mehr Stickstoff enthalten.

Die Warmbrüchigkeit ist in Jesenice im grösseren Maasse aufgetreten wenn die Stahlherstellung in den beiden Grossraumlichtbogenöfen losging und wir mit dem Giessen der grossen Brammen begonnen haben. Alle diese warmbrüchige Stähle wurden nach dem Zweischlackenprozess hergestellt.

Nach unseren Erfahrungen wird der Stahl warmbrüchig, wenn es mehr als 0.025 % säurelöslichen Aluminium und mehr als 80 ppm Stickstoff enthält.

Die einfachste Art die Warmrissigkeit herab zu setzen ist das Aluminium unter 0.020 % zu halten. Und wie bei den Stählen welche einer höheren Aluminiumgehalt enthalten müssen um besondere physikalische Eigenschaften zu erreichen? Die Warmbrüchigkeit wird verhindert wenn der Stickstoff durch starke Nitridbildner wie Ti, Nb und V abgebunden wird wie es bei den hochfesten Stählen St 52 Cb und St 52 COV der Fall ist.

Die Warm brüchigkeit wird auch verhindert, wenn die Blöcke bis auf die Raumtemperatur abgekühlt und kalt in die Tiefofen eingesetzt werden. Die Erklärung ist wahrscheinlich in den aus der α Phase sehr fein ausgeschiedenen Al-nitriden welche beim nachfolgenden Erwärmen schneller in die Lösung gehen als die groben Al-nitridteilchen, welche aus der γ Phase ausgeschieden sind, wenn die Blöcke heiss (etwa 800° C) eingesetzt worden sind.

Diese Stähle sind auch nicht warmbrüchig, wenn sie nach dem Einschlackenprozess hergestellt sind trotz höherem Aluminium und Stickstoffgehalt.

SUMMARY

Cracking of the rolled piece surface during the hot forming is one of the most undesired phenomena which are present at the hot rolling. Cracks can extend deep into the inside and cause great troubles and bigger or smaller rejection when pieces are cleaned.

Especially soft plain steels with 0.10 to 0.25 % C, killed with aluminium, are very susceptible to cracking. This group contains steels to which Al is intentionally added in greater amounts, as the steels resistant to ageing, fine-grained structural steels, and also other soft steels if accidentally contain greater amounts of aluminium.

Susceptibility to cracking depends also on the way of steel producing. Steels produced in the electrical furnace are more susceptible to cracking as they contain greater amounts of nitrogen.

In Jesenice Ironworks troubles with cracking appeared when steel was produced in big electrical furnaces and cast into big ingots. These steels were made by the two-slag process.

Our experiences showed that steel severely cracks if it contains more than 0.025 % of dissolved aluminium and more than 80 ppm of total nitrogen.

The simplest solution is to reduce aluminium under 0.020 %. But what to do with steels which must contain greater amount of aluminium because of special physical properties? Cracking is prevented if nitrogen is bound to strong nitride-forming elements as Ti, Nb, and V, in the way as high strength steels St 52 Cb and St 52 Cb V are produced.

Cracking is also prevented if these steels are left to cool down to the room temperature and they are charged into soaking furnaces in cold state. The explanation for this phenomenon is probably in more finely precipitated AlN which precipitate from the α phase, in subsequent heating the precipitates dissolve faster than coarse nitrides which precipitated from the γ phase if slabs were charged into the furnace in hot state (800° C). These steels do not crack if they are made by single-slag process (black slag) in spite of high aluminium and nitrogen in steel.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Трескание поверхности проката во время горячей обработки самое неприятное явление которое сопровождается горячей прокаткой. Рваные трещины проходят часто глубоко в внутренность и причиняют большие затруднения при чистки а также меньшее и большее количество брака.

Особенно большую склонность к рваным трещинам проявляют мягкие нелегированные сорта стали с содержанием углерода между 0.10—0.25 % а раскисленные с алюминием. Сюда относятся в особенности стали которые намеренно раскислены с большим количеством алюминия — это сорта стали устойчивы против старения — мелкозернистые конструкционные стали а также другие мягкие сорта которые случайно содержат большое количество алюминия.

Склонность к образованию рваных трещин зависит также от способа производства стали; сталь произведена в электрической печи более склонна к появлению трещин так как содержит больше азота. В металлургическом заводе, Zelezarna Jesenice (Югославия) затруднения с рваными трещинами начались как только приступили к производству стали в больших электрических печах и сливать сталь в слитки большого формата. Эти сорта стали

были произведены способом двух шлак. Эти опыты показали, что рваные трещины в особенности часты в стали с содержанием свыше 0.025 % плавкого алюминия и свыше чем 80 ppm совокупного азота. Единственное решение снизить содержание алюминия под 0.20 %. При сортах стали при которых более высокое содержание алюминия необходимо чтобы получить определенные физические качества азот соединяют с элементами Ti, Nb и V на которые азот имеет большую сродность и в результате чего образуются стабильные нитриды упомянутых элементов. Это практикуется при стали высокой твердости как напр: St 52 Cb и St 52 CbV.

Появление рваных трещин можно ограничить и уменьшить если слитки охлаждены на обыкновенную темп-ру и в таком состоянии загружены в нагревательные печи. Повидемому карбид AlN выделяется в более мелкозернистых включениях и быстрее растворяется при последовательном согреванию в сравнение с другими нитридами которые выделяются когда слитки загружены в нагревательные печи в горячем состоянии (800° C). Если эта сталь произведена способом с одним шлаком (под черным шлаком) то, несмотря на высокое содержание алюминия и азота, рваные трещины не обнаружены.