

NAPOVEDOVANJE TRDOTE JEKEL PO KALJENJU FORECASTING HARDNESS OF STEELS AFTER QUENCHING

Vladimir Perovnik¹, Iztok Golobič²

¹SŽ-Metal Ravne, Koroška cesta 14, 2390 Ravne na Koroškem, Slovenija
²Fakulteta za strojništvo, Aškerčeva 6, 1000 Ljubljana, Slovenija

Prejem rokopisa - received: 1999-12-20; sprejem za objavo - accepted for publication: 2000-01-17

V članku opisujemo raziskave vpliva legirnih elementov na transformacijo avstenita v TTT-diagramih za jekla 20MnCr5 in 27MnSiVS6. Napovedovanje ohlajevalnih hitrosti in lastnosti po kaljenju z računalniškim programom in TTT-diagramom je uspešno v primeru, kadar nastajata dve mikrostrukturi. Na mejnih področjih, kjer se pri majhnih spremembah ohlajanja močno spreminja število nastalih mikrostruktur in njihova količina, je napovedovanje manj natančno.

Ključne besede: kaljenje, trdota, kemična sestava, ohlajevalna hitrost, mikrostruktura

In this paper the influence of chemical composition on austenite transformation in TTT diagrams of steels 20MnCr5 and 27MnSiVS6 is described. Computer programed predicting of cooling rate and properties after quenching is successful if two microstructures are formed. On border areas, where formed microstructures and their quantities are strongly dependent on cooling rate, predicting is less accurate.

Key words: quenching, hardness, chemical composition, cooling rate, microstructure

1 UVOD

Prvi standardizirani preskus ugotavljanja kaljivosti jekel je uvedel Shepherd¹ leta 1930, pri katerem se določa videz preloma kaljene palice. Leta 1938 sta Jominy in Boeghold² pokazala vzorec in pripravo za izvedbo preskusa za določevanje prekaljivosti, današnja oblika pa se uporablja od leta 1941 naprej³. S tem enostavnim preskusom in ponovljivimi rezultati lahko na enem vzorcu določimo trdote, ki jih jeklo doseže pri širokem intervalu ohlajevalnih hitrosti, zato se je hitro uveljavil po celem svetu. Standardi DIN50191⁴, ASTM A255⁵, AFNOR NF 04-303⁶ in drugi natančno predpisujejo obliko in izdelavo vzorcev in pripravo ter način izvedbe preizkusa, tako da so pogoji vedno enaki. Bistvo poskusa je, da za vsako talino izdelan standardizirani vzorec, ki je bil predpisan čas na temperaturi avstenitizacije, prenesemo iz peči v pripravo in ga s čelne strani hladimo z vodo. Z oddaljevanjem od kaljenega čela se ohlajevalna hitrost zmanjšuje od 600°C/s na 1 mm do 2,5°C/s na 50 mm od kaljenega čela. Po ohladitvi se vzorec na dveh nasprotnih straneh zbrusi do globine 0,40 mm in na predpisanih razdaljah od kaljenega čela izmeri trdota. Tako dobimo za dano kemično sestavo zvezo med ohlajevalno hitrostjo in trdoto.

Grossmann, Asimow in Urban⁷ so opisali prve rezultate, kjer so povezali vsa jekla glede na prekaljivost ter definirali Dc in DI (palica s kritičnim premerom-Dc ima po kaljenju v nekem mediju v sredini 50% martenzita, DI pa je definiran kot tisti premer okrogle palice, ki bi imel v centru mikrostrukturo s 50% martenzita po kaljenju v ohlajevalnem mediju z neskončno ohlajevalno hitrostjo na površini vzorca). Z DI so lahko primerjali

prekaljivost jekel z različnimi kemičnimi sestavami in pri tem uporabljali le en podatek za primerjavo. Grossmann⁷ je uvedel faktor intenzivnosti ohlajanja H, s katerim je lahko opisal različne ohlajevalne medije in njihovo ohlajevalno moč. Ohlajevalna intenziteta olja se je spreminja med 0,3 in 1,0, vode pa med 1 in 5, kar je bilo odvisno od intenzitete mešanja. S tem faktorjem intenzivnosti ohlajanja in s prekaljivostjo so bili podani temelji, na katerih se je razvilo napovedovanje lastnosti.

2 UPORABA REZULTATOV PREKALJIVOSTI

Potem ko so spoznali možnosti praktične uporabe podatkov o prekaljivosti jekla, so pričeli iskati zvezo med prekaljivostjo oz. trdoto na posameznih globinah vzorca Jominy in premerom palic, kjer se dosega enake trdote. Pričeli so izdelovati nomograme^{8,9}, ki omogočajo izbiro kalilnega sredstva in napovedovanje spreminjanja trdote profila po preseku pri ohlajanju z določeno ohlajevalno intenziteto. V ameriškem standardu A304¹⁰ so pri predpisanih pasovih prekaljivosti podani še premeri okroglih palic, ki dosežejo enako trdoto na površini in v sredini profila po kaljenju v vodi in v olju, kot jo izmerimo na vzorcu Jominy na določeni globini. S tem lahko povprečen uporabnik v zadovoljivi meri določi, kakšno trdoto bodo imeli različni profili v centru in na površini po kaljenju v olju in vodi. Natančnejša navodila za uporabo rezultatov prekaljivosti so podana v standardu DIN 17021¹¹, kjer je bil na posameznih zgledih opisan postopek izbire jekla, če je poznana zahtevana natezna trdnost, ki jo mora imeti posamezen del konstrukcije.

Tabela 1: Kemična sestava in prekaljivost jekla EC100**Table 1:** Chemical composition and hardness of steel EC100

Šarža	Kemična sestava (mas. %)					Trdota (HRC) na oddaljenosti od kaljenega čela (mm)										
	C	Mn	Cr	Ni	Mo	1,5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30
1	0,20	1,11	1,19	0,11	0,01	46,5	45,5	44,5	42	36	31	30	29	27	25	22
2	0,17	1,34	1,33	0,14	0,03	43,5	43,5	43	41	39	37	35	33,5	30,5	29	27,5
3	0,20	1,30	1,33	0,19	0,05	45,5	44,5	44	44	42,5	41	39	36,5	33	31	30

Ti zgledi napovedovanja lastnosti so uporabni za enostavne geometrijske oblike. Za komplicirane oblike pa niso najbolj primerni, ker težko določimo reprezentativni presek, ki bi ga potem lahko primerjali z različnimi nomogrami s prekaljivostjo. Torej je vsak izbrani presek primeren le za približek, ne moremo pa z njim dajati natančnejših napovedi, kar je cilj napovedovanja lastnosti. Skupno vsem tem modelom je, da poteka napovedovanje lastnosti (predvsem trdote) končnega proizvoda na osnovi znane prekaljivosti posamezne šarže z določeno kemično sestavo. Ti modeli so primerni za načrtovanje izdelkov iz jekla, ki imajo dovolj velik varnostni faktor, in za uporabo standardiziranih jekel. Nobeden teh modelov pa ne upošteva vpliva kemične sestave na končne rezultate v drugačni obliki, kot je spremenjena prekaljivost oz. trdota na posamezni oddaljenosti od kaljenega čela, čeravno je vpliv različnih količin legirnih elementov v okviru predpisane kemične sestave odločilen za dosegljive trdnostne in plastične lastnosti.

3 RAZISKAVE VPLIVA KEMIČNE SESTAVE NA SPREMINJANJE POLOŽAJA PREMEN V KONTINUIRNIH TTT-DIAGRAMIH

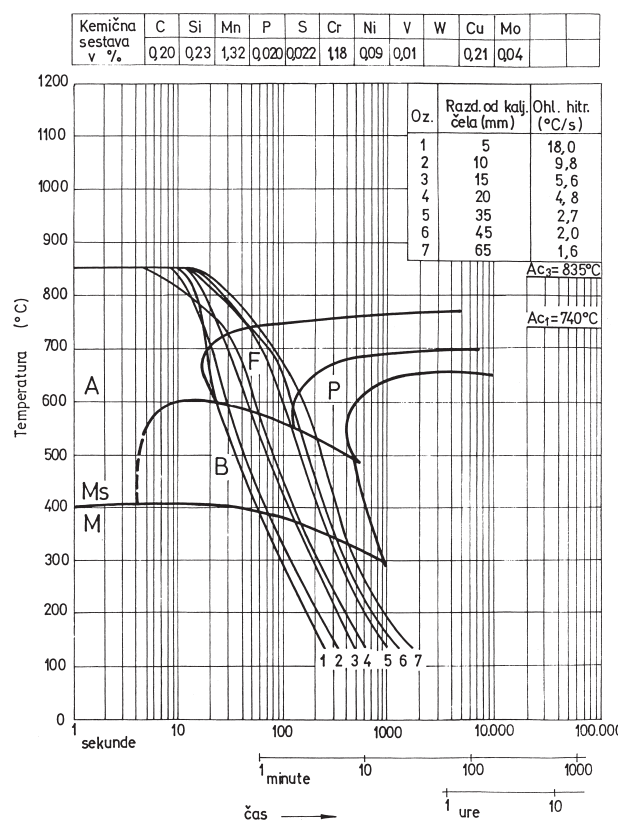
Velik napredek pri napovedovanju lastnosti jekel pomeni izdelava izotermnih in kontinuirnih TTT-diagramov¹², kjer na enem diagramu vidimo, v katere mikrostrukture se pri različnih ohlajevalnih razmerah (kaljenje, normalizacija, žarjenje) transformira avstenit. Te spremembe mikrostruktur imamo dokumentirane s spremembami dimenzij in s pregledom mikrostrukture dilatometrijskega vzorca z optičnim mikroskopom.

Za cementacijsko jeklo EC100 (1.7147 20MnCr5) smo določili deleže posameznih mikrostruktur vzdolž vzorca Jominy za tri šarže z različnimi količinami legirnih elementov, s poudarkom na oddaljenosti, kjer se na njem prične pojavljati ferit.

V TTT- diagram za šaržo 24319 smo vrisali ohlajevalne krivulje sredine vzorca Jominy na globinah 5, 10, 15, 25, 35, 45 in 60 mm od kaljenega čela, kar prikazujemo na **sliki 1**. V **tabeli 1** predstavljamo kemične sestave šarže jekla 20MnCr5 in njihovo prekaljivost. Pri šarži 1, ki ima najmanjšo vsebnost glavnih legirnih elementov Cr in Mn, se je prvi ferit pojavil na oddaljenosti 15 mm od kaljenega čela. Pri bolj legirani šarži 2, z manjšo količino C in zato nižjo trdoto na 1,5 mm, smo opazili prvi ferit na oddaljenosti 22 mm, pri

šarži 3, ki je imela višje vsebnosti C, Cr in Mn, pa na oddaljenosti 29 mm. Če primerjamo oddaljenosti od kaljenega čela, kjer smo določili pričetek pojavljanja ferita, lahko ugotovimo, da je to vedno na tisti oddaljenosti, kjer dosežemo trdoto okoli 30 HRC.

Če te oddaljenosti pretvorimo v čas na TTT-diagramu pri temperaturi 600°C, opazimo, koliko se premakne pričetek tvorbe ferita k daljšim časom. Pri šarži 1, ki ima najnižjo količino Cr in Mn, se prične ferit izločati potem, ko se jeklo v cca 45 s ohladi do 600°C. Ta čas je pri šarži 3 cca 90 s, kar je dvakratno podaljšanje, s tem pa so tudi drugačni rezultati pri ohlajanju vzorcev enakih dimenzij. Pri bolj legiranih šaržah lahko za dosego mikrostrukture brez ferita uporabimo manjšo ohlajevalno hitrost, ali pa lahko z enako ohlajevalno hitrostjo kalimo večje profile.

**Slika 1:** TTT-diagram jekla EC100 in ohlajevalne krivulje sredine vzorca Jominy**Figure 1:** TTT diagram of steel EC100 and cooling curves of center of Jominy specimen

Vpliv legirnih elementov na premikanje začetka premen pri hitrem ohlajanju lahko določamo z vzorcem za določevanje prekaljivosti. Težje pa je določiti vpliv legirnih elementov na končanje bainitne in martenzitne premene, saj potrebujemo za to tako jeklo, ki ima ozko območje ohlajevalnih hitrosti, pri katerih nastajata bainit in martenzit. Pri navadnih jeklih določujemo premeno avstenita med ohlajanjem s TTT-diagramom. Za jeklo 27MnSiVS6 smo naredili 3 kontinuirne TTT-diagrame za 3 šarže z različnimi količinami Ni, Cu in Mo. Z naraščanjem njihove vsote od 0,08 preko 0,31 do 0,47% se v dilatometrijskih vzorcih, ki so se ohlajali z ohlajevalno hitrostjo 1,25°C/s, večja delež bainita od 5 preko 58 do 95%. Torej lahko z različnimi količinami spremljajočih elementov, katerih vsebnost ni predpisana, močno vplivamo na mikrostrukturo in lastnosti jekla.

4 RAČUNALNIŠKE SIMULACIJE

V prvo skupino računalniških simulacij spadajo programi, ki se omejujejo na računanje ohlajevalne hitrosti in iz primerjave s prekaljivostjo ali TTT-diagrami napovedo trdoto posameznega mesta. V drugo skupino pa uvrščamo programe, ki omogočajo na osnovi kemične sestave izdelati celoten TTT-diagram in iz njega napovedati po kaljenju in popuščanju dosegljive mehanske lastnosti in mikrostrukturo za določen konstrukcijski del. Osnova za te računalniške simulacije so seveda matematični opisi procesov ogrevanja, ohlajanja in sprememb mikrostruktur. Obstajajo trije splošni tipi modelov napovedovanja lastnosti in računalniške simulacije toplotne obdelave. Statični modeli temeljijo na empiričnih formulah, ki so izdelane na osnovi regresijskih enačb in statistične analize rezultatov. Dinamični modeli temeljijo na diferencialnih enačbah ali na sistemih diferencialnih enačb. Navadno pa se pri reševanju uporablja kombinacija statičnih in dinamičnih modelov.

Enega od računalniških programov, ki pri napovedovanju lastnosti jekla upošteva celoten proces toplotne obdelave in pri tem nastajajoče mikrostrukturne spremembe ter vpliv kemične sestave, je predstavil M. Gergely s sodelavci¹³. Vhodni podatki, ki jih moramo vnesti za izračun, so: kemična sestava izdelka, začetno stanje toplotne obdelave, njegova geometrija, oblika in dimenzija ter mesto, za katerega želimo napovedati lastnosti, pogoje ogrevanja in ohlajanja ter popuščanja. Z diferencialno enačbo za prevod toplote je z numerično metodo rešeno temperaturno polje v izdelku, s sistemom kinetičnih diferencialnih enačb se opiše proces transformacij mikrostruktur med ohlajanjem, nato pa z

enačbami, ki opisujejo zvezo med mikrostrukturo in lastnostmi materiala, določijo končne lastnosti izdelka.

Ta program omogoča izdelavo kontinuirnih TTT-diagramov, napovedovanje mikrostrukture in lastnosti po kaljenju in popuščanju z določenimi parametri toplotne obdelave, računalniško načrtovanje poteka toplotne obdelave in izbiro jekla in dimenzijo profila z računalnikom glede na zahtevane mehanske lastnosti.

5 EKSPERIMENTALNI DEL IN REZULTATI

Na Fakulteti za strojništvo izdelan računalniški program¹⁴, ki opisuje nestacionarni prenos toplote v vakuumski peči, smo uporabili za napovedovanje lastnosti po kaljenju. Program omogoča izračunavanje poteka ogrevanja in ohlajanja v vakuumski peči in tudi v drugih medijih, kar določimo s koeficientom toplotne prestopnosti medija, v katerem se ogrevani del nahaja. S tem programom ne določujemo mikrostrukturnih sprememb avstenita med kaljenjem, ampak s primerjavo ohlajevalne hitrosti in kontinuirnega TTT za posamezno jeklo določimo nastalo mikrostrukturo in trdoto, ki jo bo posamezen profil imel po kaljenju.

5.1 Priprava vzorcev

Za jekli MERILO (W.Nr. 1.2842, 90MnCrV8) in OW4 (W.Nr. 1.2510, 100MnCrW4), katerih kemična sestava je navedena v **tabeli 2**, smo izdelali kontinuirna TTT-diagrama s temperature avstenitizacije 850°C. Za napovedovanje mikrostrukture v sredini in na površini profila smo na osnovi izračunane ohlajevalne hitrosti izbrali za MERILO dimenzijo ϕ 70 x 210 mm. Da bi preverili, kako je z napovedovanjem mikrostrukture in trdot pri dimenzijah, ki se ohlajajo na meji, kjer se konča izločanje bainita, smo izbrali dimenzijo ϕ 100 x 250 mm za jeklo OW4.

Iz sredine vzorcev smo izrezali 15 mm debelo ploščo ter zbrusili ploskve na njej in na valju. Nato smo vzorec sestavili z brušeno ploščo v sredini in ga po obodu zvarili. Tako smo dobili originalno obliko vzorca, stik med fino zbrušeni ploskvami pa je bil dovolj dober, da smo lahko privzeli vzorec kot neprekinjen. V sredino obeh vzorcev smo izvrtali luknjo ϕ 7 mm do globine 70 mm, ter vanju vstavili termoelement NiMo-Ni, s katerim smo za kontrolo merili ogrevanje in ohlajanje vzorca. Vakuumsko peč, v kateri je bil vsakokrat eden vzorec, smo segreli do temperature 850°C s hitrostjo 21,25°C/min in jo na tej temperaturi držali 100 minut. Vzorca smo kalili pri tlaku dušika 5 barov in z vklopljenim ventilatorjem povečali ohlajevalno hitrost.

Tabela 2: Kemična sestava jekel MERILO in OW4 (v mas. %)

Table 2: Chemical composition of steels MERILO and OW4 (wt. %)

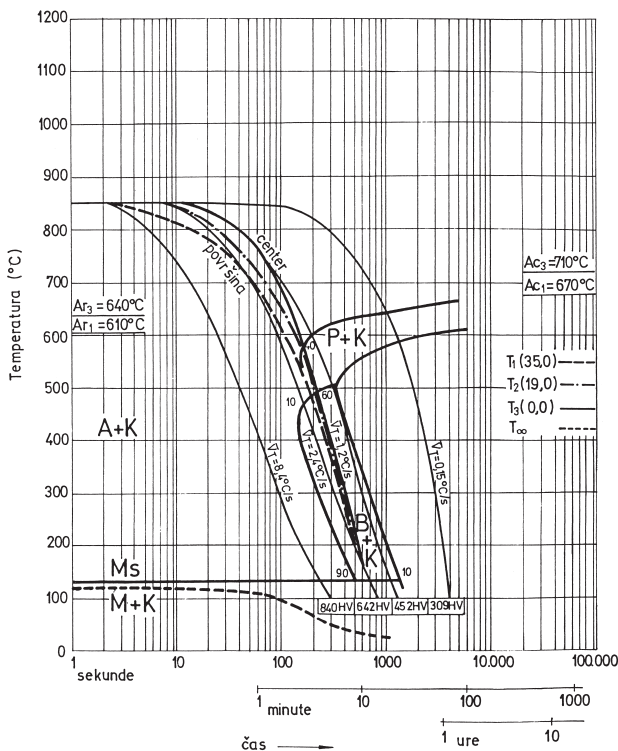
	W. Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
MERILO	1.2842	0,87	0,22	2,03	0,013	0,017	0,27	0,05	0,09	
OW4	1.2510	0,96	0,23	1,08	0,010	0,003	0,57	0,12	0,08	0,56

Na kaljenem vzorcu smo odbrusili zvar in na ploščici izmerili trdoto na vsakih 2 mm in iz nje izrezali prečne obruse ter določili spreminjanje mikrostrukture od površine proti sredini vzorca.

5.2 Merilo

Na **sliki 2** predstavljamo TTT-diagram za MERILO, na katerem so vrisane izračunane ohlajevalne krivulje za center vzorca - T_1 (35, 0), 19 mm pod površino - T_2 (19, 0) in za površino vzorca - T_3 (0, 0) ter za spreminjanje temperature dušika med ohlajanjem T_{∞} . Iz TTT-diagrama in izračunanih ohlajevalnih hitrosti za ϕ 70 mm je razvidno, da se lahko v vakuumski peči popolnoma prekalijo le manjši preseki. V ozkem dimenzijskem območju dobimo po kaljenju v mikrostrukturi poleg martenzita tudi bainit, pri večjih dimenzijah pa je mikrostruktura perlitna.

Iz izračunane ohlajevalne krivulje površine vzorca lahko sklepamo, da bo mikrostruktura na površini martenzitna z okoli 20% bainita. V sredini pričakujemo okoli 30% bainita in 5% perlita v martenzitni osnovi, saj poteka ohlajevalna krivulja preko področja, v katerem prične nastajati perlit. Pričakovana trdota na površini je okoli 640 HV (58 HRC) in okoli 50 HRC v sredini vzorca. **Slika 3** prikazuje spreminjanje trdote po preseku valja in deleža bainita v martenzitni osnovi. Na robu dosežena trdota 61 HRC se v globini 10-12 mm zmanjša



Slika 2: TTT-diagram jekla MERILO in ohlajanje ϕ 70 x 210 mm v vakuumski peči

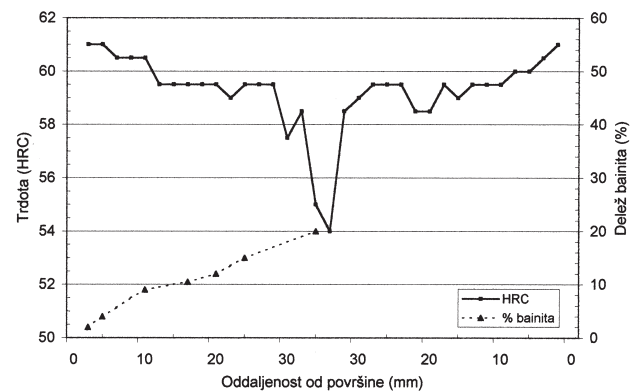
Figure 2: TTT diagram for MERILO and cooling of the specimen ϕ 70 x 210 mm in vacuum furnace

na 58,5-59,5 HRC, v sredini pa doseže najmanjšo vrednost 54 HRC. Ustrezno tem trdotam se spreminja tudi mikrostruktura. Na površini je v martenzitni mikrostrukturi okoli 2% bainita, njegova količina narašča z oddaljenostjo od površine in ga je na 16 mm 10%, v sredini pa 20%.

Za sredino valja smo napovedali perlit, vendar ga v mikrostrukturi nismo nikjer našli. Vzrok je ta, da se, glede na TTT-diagram, prične perlit izločati nekje med ohlajevalnima hitrostima 1,2 in $2,4^\circ\text{C/s}$, vendar mejne ohlajevalne hitrosti, pri kateri se prične tvorba perlita, nismo natančneje določali. Do razlik pri oceni je prišlo tudi v količini bainita, saj smo ga na površini napovedali 20%, v sredini pa 30%, določili pa smo ga 2% na površini in 20% v sredini valja.

Vzrok za te razlike v oceni mikrostrukture je predvsem, da je ohlajevalna krivulja valja pod temperaturo 700°C bolj strma od vzorcev, ki so se ohlajali v dilatometru. To pomeni, da se je valj v temperaturnem območju med 700 in 200°C ohlajal hitreje kot dilatometriški vzorci, na osnovi teh sta bila izdelana TTT-diagram ter napoved lastnosti. Večja ohlajevalna hitrost pod temperaturo Ar_3 pa pomeni, da so pogoji za transformacijo avstenita drugačni. Čas, ki določa, kako dolgo je avstenit stabilen ob določeni podhladitvi, prične teči šele takrat, ko se jeklo ohladi pod ravnotežno temperaturo. Če je torej ohlajevalna hitrost v tem temperaturnem območju večja, poteče manj inkubacijskega časa in zato lahko iz avstenita nastane več martenzita, kot ga je v primeru počasnejšega ohlajanja dilatometriških vzorcev. Ustrezno nižjemu izmerjenemu deležu bainita in neprisotnosti perlita v sredini so višje od napovedanih tudi izmerjene trdote.

Primerjava med napovedanimi in dejanskimi rezultati nam pokaže, da je bilo napovedovanje lastnosti premalo natančno, ker nismo upoštevali večje ohlajevalne hitrosti valja pod temperaturo 700°C . Če bi to upoštevali, bi bilo ujemanje pri napovedani mikrostrukturi in tudi trdoti boljše. Natančno napovedovanje še oteži primer, če



Slika 3: Trdota in delež bainita po preseku valja ϕ 70 x 210 mm, kaljenje 850°C v vakuumski peči

Figure 3: Hardness and bainite portion in specimen ϕ 70 x 210 mm, quenched 850°C in vacuum furnace

ohlajamo profil iz jekla, ki ima zelo ozko področje izločanja bainita. To ozko področje pomeni predvsem, da se pri majhnih spremembah ohlajevalnih hitrosti delež bainita hitro spreminja.

5.3 OW4

Dilatometriški vzorec, ki se je ohlajal s hitrostjo 1,2°C/s, je imel mikrostrukturo iz 35% perlita, 50% bainita in 15% martenzita, njegova trdota pa je bila 584 HV. Izračunana ohlajevalna hitrost sredine valja ϕ 100 x 250 mm je bila 1,15°C/s, kar je skoraj enako kot pri vzorcu, ki je bil uporabljen pri izdelavi TTT-diagrama. Glede na položaj ohlajevalnih krivulj v TTT-diagramu napovedujemo bainitno osnovo s 15% martenzita ter okoli 25% perlita na površini in okoli 40% v sredini valja. Trdoto napovedane mikrostrukture napovedujemo pod 50 HRC.

Na ploščici smo po kaljenju izmerili trdote med 38 in 41 HRC, ki se nesimetrično spreminjajo po preseku valja ϕ 100 mm in so nižje od pričakovanih, mikrostruktura je v glavnem perlitna, kar je v nasprotju z napovedanim večinskim deležem bainita. Po celotnem preseku je 15% delež martenzita enak napovedanemu, količina bainita pa narašča od 7% na 14 mm pod površino do 15% v sredini profila, količina perlita se zmanjšuje od 82% na 14 mm pod površino do 70% v sredini valja.

Za to jeklo se napovedani in izmerjeni rezultati precej razlikujejo, kar lahko razložimo predvsem s tem, da smo na sami meji ohlajevalnih hitrosti, kjer še nastaneta bainit in martenzit. V takem primeru že majhne razlike pri ohlajevalni hitrosti pomenijo precejšnje razlike v mikrostrukturi. Vzrok, da je mikrostruktura drugačna od pričakovane, je v predhodno omenjenem počasnejšem ohlajanju valja od dilatometriškega vzorca, na osnovi katerega smo napovedali mikrostrukturo in trdoto. Počasnejše ohlajanje valja je namreč povzročilo večjo transformacijo avstenita v perlit in ne v bainit, kot smo napovedali.

6 DISKUSIJA IN SKLEPI

Pregled različnih postopkov napovedovanja lastnosti, ki so se pojavili, kaže na željo in napore velikega števila raziskovalcev, da bi jim uspelo napovedati lastnosti izdelkov po toplotni obdelavi. Najpreprostejši načini za začetka raziskovanj so uporabni še danes. Računalniško napovedovanje, ki je v zadnjih letih doživelo velik razmah, je dobrodošlo, vendar je treba pri napovedanih rezultatih, ki se zdijo navadno zelo prepričljivi, predvsem zaradi števil, ki so včasih izpisane celo z decimalno, vedno upoštevati neko rezervo. To še posebej velja pri ohlajanju posameznih profilov v področjih, kjer nastaja več mikrostrukturnih faz. V tem primeru enostavno aditivno načelo, ki ga uporabljajo pri računalniških programih za napovedovanje lastnosti, ne velja več, saj nastopajo še drugi vplivi poleg vpliva

nastajajoče mikrostrukture¹⁵. Za določevanje lastnosti moramo poleg ohlajevalne hitrosti temperaturnega polja poznati še pogoje za premeno avstenita. T. Reti s sodelavci¹⁶ je predstavil štiri kinetične diferencialne enačbe, s katerimi je možno napovedati neizotermno transformacijo avstenita, vendar bo treba za določitev najprimernejše opraviti še dodatne raziskave.

Pri napovedovanju lastnosti jekel po toplotni obdelavi moramo veliko pozornost posvetiti vplivu kemične sestave, kajti z njo v glavni meri določamo položaj premen glede na ohlajevalno hitrost. Če te določitve poteka premene avstenita pri ohlajanju ne opravimo pravilno in natančno, bodo napovedane lastnosti nepravilne. To je tudi vzrok za številne raziskave napredovanja poteka premen pri ohlajanju v odvisnosti od razmer pri ohlajanju, kemične sestave, geometrije itd.

Z raziskavami, ki smo jih opravili v okviru napovedovanj lastnosti po kaljenju za jekli MERILO in OW4, lahko ugotovimo, da so napovedane lastnosti dokaj blizu dejanskim, če poteka ohlajanje v območju, kjer nastajata dve mikrostrukturi in če je ohlajanje enako, kot so se ohlajali dilatometriški vzorci. Na mejnih področjih, kjer se zaradi majhnih sprememb hitrosti ohlajanja spreminja število nastalih mikrostruktur in njihova količina, pa je napovedovanje nenatančno.

7 LITERATURA

- ¹ Shepherd B. F.: Inherent Hardenability Characteristics of Steel, *Trans. ASM*, 22 (1934) 979
- ² Jominy W. E., Boegehold A. L.: Hardenability Test for Carburizing Steels, *Trans. ASM*, 26 (1938) 574
- ³ Jominy W. E., Standardization of Hardenability Tests, *Metal Progress*, (1941) 911
- ⁴ DIN 50191: Stirnabschreckversuch, 1987
- ⁵ ASTM A255: Standard Methods for End-Quench Test for Hardenability of Steels, 1999
- ⁶ AFNOR NF 04-303: Produits siderurgiques-Essais physiques - Essais de trempabilité Jominy, 1979
- ⁷ Grossmann M. A., Asimov M., Urban F. S.: Hardenability, Its relation to Quenching, and Some Quantitative Data, Hardenability of Alloy Steels, Cleveland ASM, (1939) 124
- ⁸ Lamont J. L.: How to Estimate Hardening Depth in Bars, *Iron Age*, 152 (1939) 64-70
- ⁹ Wyss U.: Auswertungsmöglichkeiten der Hartbarkeitsprüfung nach Stirnabschreckmethode, *Harterei-Technische Mitt. - Riebensahn*, 6, 2, 9-40
- ¹⁰ ASTM 304: Standard Specification for Carbon and Alloy Steel Bars Subject to End-Quench Hardenability Requirements, 1995
- ¹¹ DIN 17021: Werkstoffauswahl, Stahlauswahl aufgrund der Hartbarkeit, feb. 1975
- ¹² Bain E. C., Davenport E. S.: Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures, *Trans AIME*, 90 (1930) 117
- ¹³ Gergely M., Somogyi Sz., Kohlheb R.: Computerized Property Prediction and Process Planning in Heat Treatment of Steels, *Proceedings of 2nd ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference*, Materials Science Forum, 163-165 (1994) Pt. 2: 657-666
- ¹⁴ I. Golobič, B. Gašperšič, V. Perovnik, J. Remec: Prediction of Microstructure and Hardness of Steels After Heat Treatment in

Vacuum Furnace with High Pressure Gas Quench Systems, *Strojarstvo*, 37 (1995) 3,4, 119-123

¹⁵ Kohlheb R., Buza G., Reti T., Gergely M.: Comparative Analysis of Kinetic Models used for Description of Non-Isothermal Austenite Transformation; *Proceedings of 2nd ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference*, Materials Science Forum, 163-165 (1994) Pt. 2: 667-672

¹⁶ Reti T., Bell T., Sun Y., Bloyce,: Computer Prediction of Austenite Transformation under Non-Isothermal Conditions; *Proceedings of 2nd ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference*, Materials Science Forum, 163-165 (1994) Pt. 2: 673-679