

# Raziskave za termično obdelavo valjev iz indefinitne litine

UDK: 669.131:621.78—97  
ASM/SLA: CI-n, M28p

Franc Mlakar, V. Tucic

»Indefinite-chill« valji se v glavnem rabijo za vroče valjanje pločevine. Ti valji morajo imeti čim višjo trdoto pri določeni žilavosti. Po ulivanju imajo valji iz te litine nestabilno metalografsko strukturo, zato je nujna termična obdelava pred uporabo. V članku smo opisali raziskave različnih termičnih obdelav indefinitne litine.

## UVOD

Indefinitna litina, s tujko »indefinite chill«, ki jo proizvajajo v železarni Štore, se uporablja za ulivanje valjev. Glede na stopnjo legiranja indefinitne valje delimo v tri razrede trdot:

Oznaka železarne Štore	Trdota (ShC)	Primerjalna trdota v HB
IN-D-60	55—65	400—450
IN-D-65	60—70	440—500
IN-D-75	70—80	500—600

Indefinitni valji se v glavnem uporabljajo v valjarnah toplovaljanih trakov. Na reverzirnih ogrodjih polkonti valjarn se uporabljata kvaliteti IN-D-60 in IN-D-65, medtem ko na končnih konti ogrodjih polkonti prog vgrajujejo valje, kvalitete IN-D-75. Ista kvaliteta se uporablja tudi na reverzirnem ogrodju Steckel.

## LASTNOSTI INDEFINITNE LITINE

Že sama beseda »indefinite Chill« pove, da ima takšen valj nedoločljivo makrostrukturo od delovne površine proti globini. Za primerjavo moramo vzeti trde valje — valje s trdo oblo —, kjer s prostim očesom zelo dobro ločimo delovno plast od jedra valja. Ti valji imajo plast sestavljeno iz ledeburita in perlita, brez izločenega grafita. Zato je ta plast svetla in jo imenujemo bela plast. Jedro teh valjev pa je sestavljeno iz perlita in lamelarne grafit. Zato je sredina valja sive barve. Prehod med belo (delovno) plastjo in jedrom je zelo oster. To lahko sklepamo tudi po padcu trdote (Dia.1).

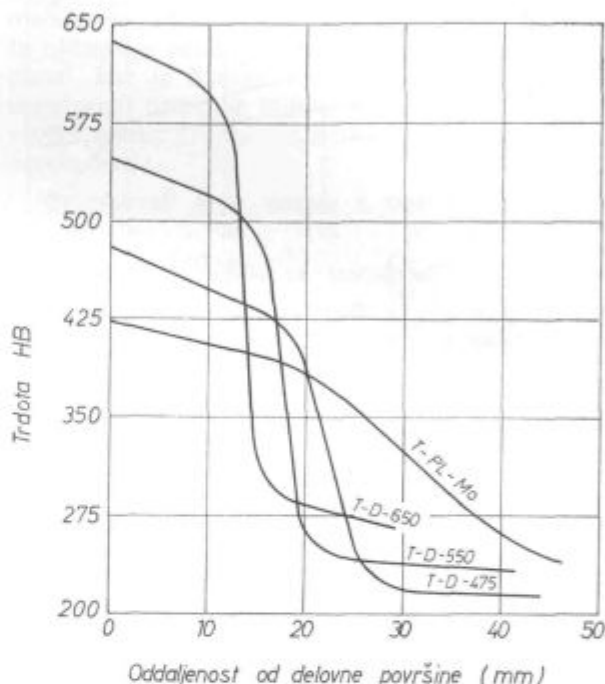


Diagram 1

Padec trdote v oddaljenosti od delovne površine pri valjih s trdo oblo

Diagram 1

Hardness reduction as the function of distance from the working surface for chilled rolls

Pri indefinitnih valjih te meje med belo plastjo in jedrom s prostim očesom ne moremo ločiti. Bela plast postopoma prehaja v sivo jedro. Zaradi tega je tudi padec trdote manj izrazit kot pri trdih valjih (Dia. 2).

Vzrok za to je, da indefinitni valji vsebujejo določeno količino izločenega grafita, katerega delež postopoma raste proti globini.

Ne glede na način taljenja in modificiranja, dosežemo z legiranjem s kromom in nikljem »indefinite chill« strukturo. Za izboljšanje toplotne odpornosti pri eksploataciji valjev se dodaja molibden ali pa tudi titan in vanadij. Zaradi visokih vsebnosti kroma, niklja in molibdena je metalografska struktura pretežno sestavljena iz ledeburita in bainita, z vedno večjim deležem interdendritsko usmerjenega grafita proti notranjosti

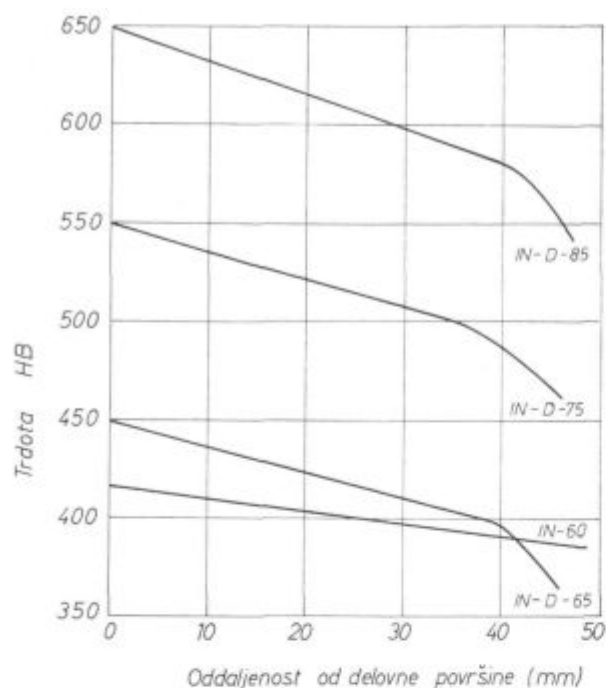


Diagram 2

Padec trdote v oddaljenosti od delovne površine pri »indefinite-chill« valjih

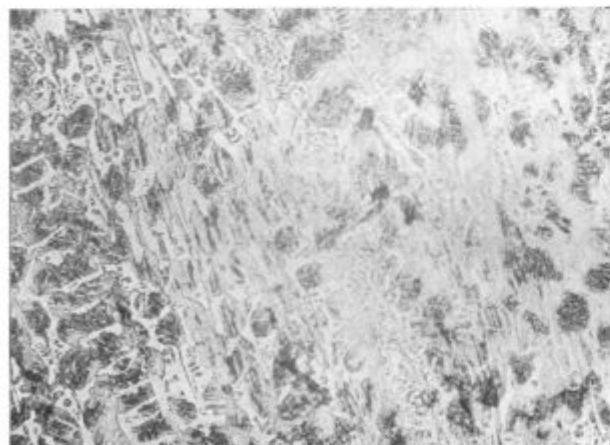
Diagram 2

Hardness reduction as the function of distance from the working surface for indefinite-chill rolls

odlitka. To strukturo pa pogojuje tudi hitra ohlajitev taline ob steni kokile (slike 1, 2 in 3).

**IZHODIŠČA ZA IZBIRO POSKUSOV**

Tehnologija izdelave livarskih kalupov, izdelave talin in termična obdelava s področja proizvodnje valjev je zelo slabo zastopana v tehnični literaturi. Vzroki za to so v visoki ceni tovrstnih odlitkov in

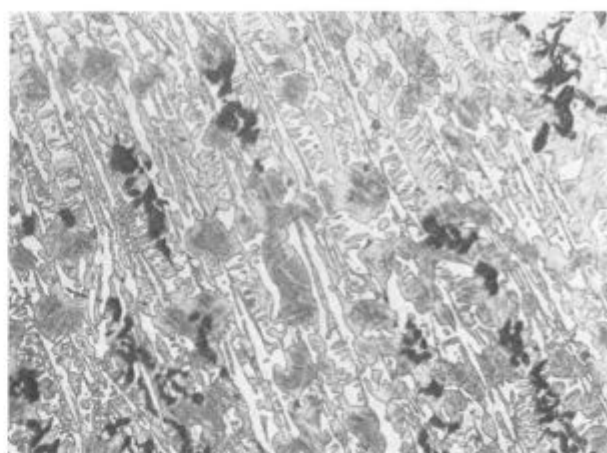


Slika 1

Metallografška struktura na delovni površini »indefinite-chill« valja — povečava 100 ×, nital

Fig. 1

Metallographic structure of the working surface of indefinite-chill roll. Magnification 100 ×, Nital



Slika 2

Metallografška struktura v globini 20 mm od delovne površine »indefinite-chill« valja — povečava 100 ×, nital

Fig. 2

Metallographic structure 20 mm below the working surface of indefinite-chill roll. Magnification 100 ×, Nital

konkurenčni bitki med posameznimi proizvajalci. Vsaka livarna valjev skuša ustvariti svoje raziskovalne vire, katerih izsledke nato izkoristi v proizvodnji, da bi dosegla boljšo vzdržnost valjev in s tem večji uspeh v konkurenčni tekmi med proizvajalci valjev v svetu. Zato so vsi raziskovalno-tehnološki izsledki tajnost samega proizvajalca in le redko zaidejo na strani tehnične literature.

Ena od faz izdelave indefinitnega valja je termična obdelava. Za termično obdelavo je od začetka proizvodnje teh valjev v Štorah prevladovala zahteva po odpravi notranjih napetosti, ki so posledica ulivanja. Po navodilih nekega tujega strokovnjaka je to napetostno žarjenje potekalo pri 430° C.



Slika 3

Metallografška struktura v globini 40 mm od delovne površine »indefinite-chill« valja — povečava 100 ×, nital

Fig. 3

Metallographic structure 40 mm below the working surface of indefinite-chill roll. Magnification 100 ×, Nital.

K trditvi, da gre pri tej termični obdelavi zgolj za odpravo notranjih napetosti, sta se pojavila dva dvoma:

- literatura navaja precej nižje temperature žarjenja za odpravo notranjih napetosti,
- trditve strugarjev pri mehanski obdelavi valja o boljši obdelovalnosti termično obdelanih valjev od tistih, ki niso bili napetostno žarjeni.

L. Hütter navaja, da trdota indefinitnih valjev narašča z večanjem mangana, kroma in niklja. Pri tem poudarja, da silicij bistveno ne vpliva na trdoto. Metalografska struktura naj bi pri teh kemičnih sestavah bila ledeburitno-martenzitna.

J. Thieme pa navaja, da je struktura indefinitnih valjev ledeburitno-avstenitno-bainitna. To dokazuje z rezultati preiskav, ko zasleduje avstenitno-bainitni del strukture pri različnih temperaturah žarjenja. Z rastočo temperaturo žarjenja prehaja avstenitno-bainitna struktura v območje zgornjega in spodnjega bainita. Pri različnih ter-

mičnih obdelavah dobi Thieme povečano trdoto vzorcev pri temperaturi žarjenja okrog 500° C. (Dia. 3)

## OPIS POSKUSOV

V našem delu smo se odločili za iskanje najbolj primerne temperature toplotne obdelave in optimalnega časa žarjenja na delovni temperaturi.

Za preiskave smo uporabili kokilne vzorce, ki se uporabljajo v redni proizvodnji za ocenitev uspešnosti priprave taline. Kokilni vzorci se ulivajo na kokilno ploščo pred ulivanjem valja. Iz njihovega preloma se da ugotoviti globina bele plasti, kar je livarju vodilo o uspešnosti ali neuspešnosti priprave taline. Poleg tega ima kokilni vzorec enako trdoto, oz. padec trdote, kot jo ima potem valj.

Preiskovali smo vzorce z naslednjo kemično sestavo:

C — 3,20 %	Cr — 1,29 %
Si — 0,93 %	Ni — 3,70 %
Mn — 0,55 %	Mo — 0,47 %
P — 0,035 %	Ti — 0,073 %
S — 0,065 %	

Valj s to kemično sestavo ima na površini 540—600 HB.

Kokilne vzorce smo žarili v laboratorijski žarilni peči. Žarjenja so bila enostopenjska z ohlajanjem v zaprti peči. Trdote smo merili na stroju za merjenje trdot po Vickersovem načinu. Vse meritve trdot smo potem zaradi hitrejše primerjave z rezultati iz proizvodnje, kjer trdote valjev merimo po Shoreju ter primerjamo te vrednosti z Brinellom, pretvorili v stopinje Brinella (HB).

Glede na padec trdote od delovne površine proti globini valja smo določili vedno ista mesta merjenja trdot, in sicer 5,15 in 25 mm od spodnjega roba kokilnega vzorca, oz. od kokilne plošče.

## VPLIV TEMPERATURE IN ČASA TOPLLOTNE OBDELAVE NA TRDOTO IN STRUKTURO KOKILNIH VZORCEV

Kokilne vzorce smo termično obdelali na temperaturah med 200 do 700° C. Žarjenje je trajalo dve uri na delovni temperaturi. Ohlajanje je potekalo v zaprti peči (Dia. 4).

Merjenje trdot je pokazalo, da trdote do temperature žarjenja 350—400° C padajo. Po tej temperaturi pa pride do porasta trdote, ki ima svoj maksimum pri 500° C. Pri temperaturah nad 500° C trdota zopet začne padati (dia. 5). Oblika krivulj je podobna za vsa tri mesta merjenja trdot. Razlika je samo v tem, da je interval trdot širši do temperature okrog 400° C, pri višjih temperaturah pa je precej ožji.

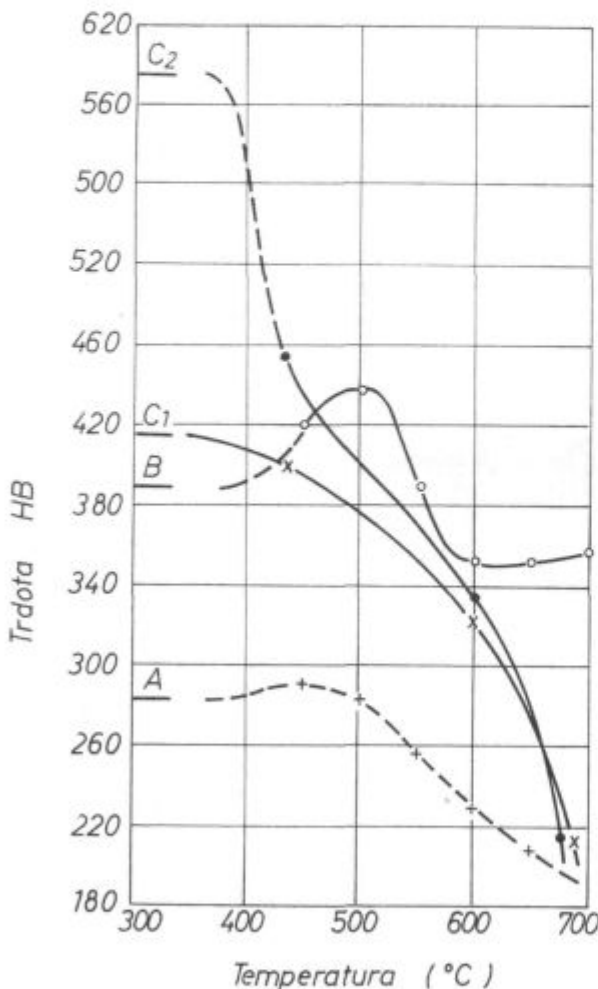


Diagram 3

Vpliv temperature žarjenja na trdoto vzorcev iz avstenitno-bainitne strukture po J. Thiemeju

Diagram 3

Influence of annealing temperature on the hardness of samples of austenitic-bainitic structure by J. Thieme

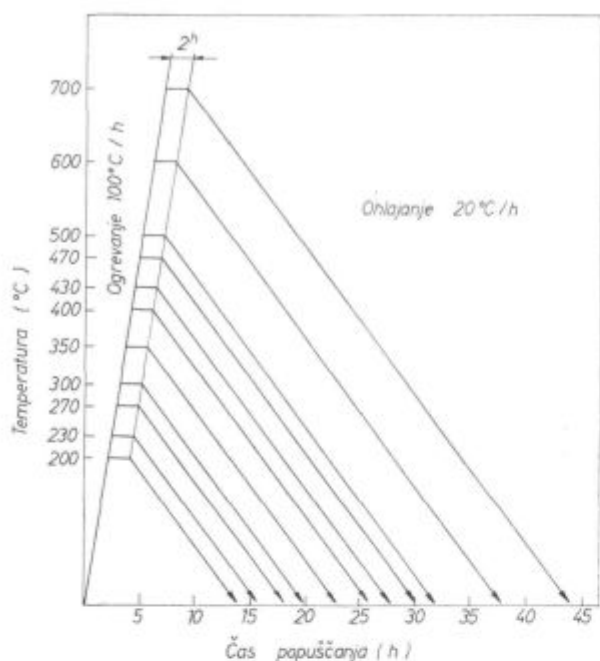


Diagram 4  
 Žarjenje kokilnih vzorcev, čas 2 uri  
 Diagram 4  
 Annealing of mould-cast samples, 2 hours

Podobni diagrami so poznani za orodna, oz. hitroreznna jekla, ki imajo martenzitno strukturo z zaostalim avstenitom. Pri višjih temperaturah popuščanja teh jekel pride do pretvorbe zaostalega avstenita in izločanja karbidov, ki povzročajo povišanje trdote. To je tako imenovana izločevalna utrditev.

Metalografska preiskava nežarjenega kokilnega vzorca kaže, da je struktura sestavljena iz 50 % ledeburita, 20 % bainita in 30 % zaostalega avstenita (slika 4, 5).

Kljub padanju trdote se ta struktura ne spreminja do temperature žarjenja 430°C (sl. 6).

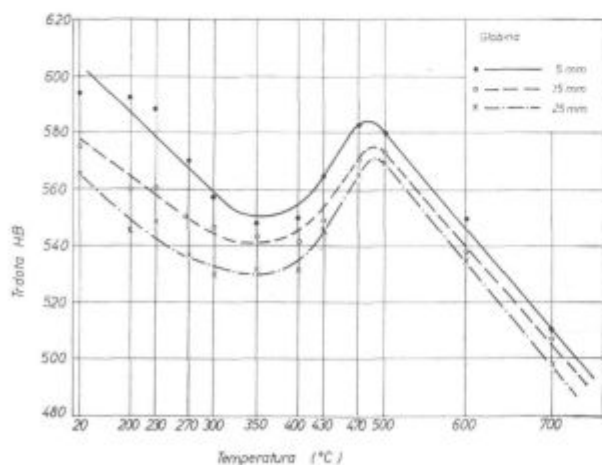
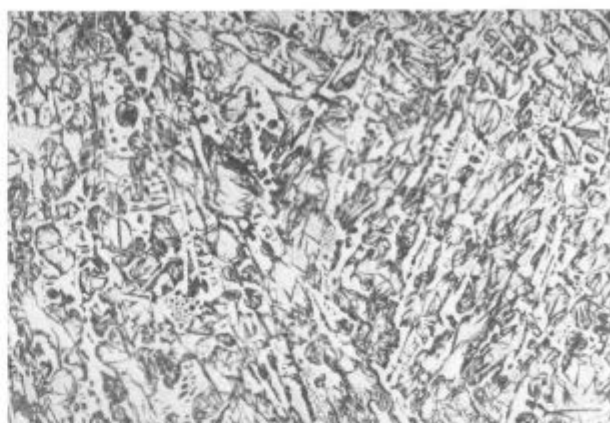


Diagram 5  
 Vpliv temperature na trdoto po dveurnem žarjenju  
 Diagram 5  
 Influence of temperature on hardness after 2 hour annealing



Slika 4  
 Metalografska struktura nežarjenega kokilnega vzorca v globini 15 mm — povečava 100 ×, nital  
 Fig. 4  
 Metallographic structure of not annealed mould-cast sample 15 mm below the surface. Magnification 100 ×, Nital

Pri temperaturi 470°C opazamo povečano število bainitnih igel in izločene karbide v avstenitem področju, ki se opazijo samo pri velikih povečavah. Količina teh karbidov je največja pri temperaturi žarjenja 500°C (sl. 7).

Zato je povsem razumljivo, da je tu maksimum trdote pri žarjenju zaradi izločevalne utrditve. Z zvišanjem temperature žarjenj pride do popolne pretvorbe zaostalega avstenita v bainit in koagulacije izločenih karbidov ter s tem padanja trdote. Zato že pri temperaturi 600°C ni več zaostalega avstenita, medtem ko pri 700°C lahko govorimo že o zgornjem bainitu (sl. 8).

Delež ledeburita je pri vseh temperaturah žarjenja enak.



Slika 5  
 Metalografska struktura nežarjenega kokilnega vzorca v globini 15 mm — povečava 630 ×, nital  
 Fig. 5  
 Metallographic structure of not annealed mould-cast sample 15 mm below the surface. Magnification 630 ×, Nital





Slika 6

Metalografska struktura kokilnega vzorca v globini 15 mm, žarjenega na temperaturi 430 °C, 2 uri — povečava 630 ×, nital

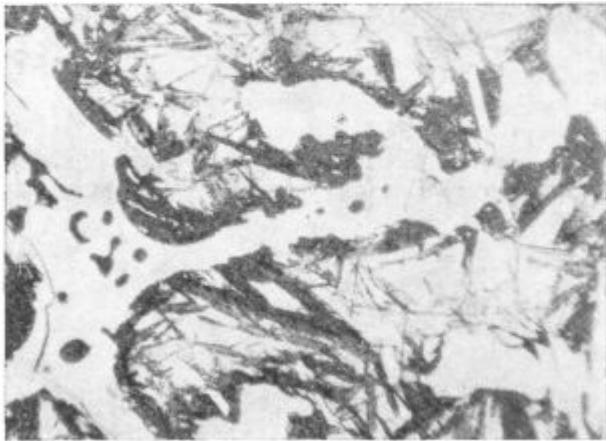
Fig. 6

Metallographic structure of mould-cast sample 15 mm below the surface, being annealed 2 hours at 430 °C. Magnification 630 ×, Nital

V fazi izločevalne utrditve dobimo manjši padec trdote v globino, kot pri surovem vzorcu ali pri temperaturah žarjenja do 430 °C. To si lahko razlagamo z enakomernim izločanjem karbidov po celem preseku vzorca in s tem približevanjem trdot ledeburitnih in bainitnih področij.

Že te ugotovitve nakazujejo, da predpisana termična obdelava indefinitnih valjev (430 °C) ni zgolj žarjenje za odpravo notranjih napetosti. Bistvo je v pretvorbi zaostalega avstenita v bainit, kar pomeni, da je to v principu popuščanje.

Zato smo v nadaljnjem delu zasledovali čas držanja na temperaturi popuščanja, da bi ugotovili, kako ta čas vpliva na pretvorbo zaostalega

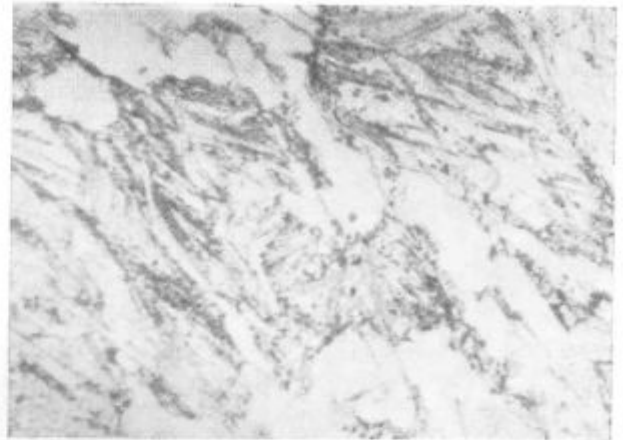


Slika 7

Metalografska struktura kokilnega vzorca v globini 15 mm, žarjenega na temperaturi 500 °C, 2 uri — povečava 620 ×, nital

Fig. 7

Metallographic structure of mould-cast sample 15 mm below the surface being annealed 2 hours at 500 °C. Magnification 620 ×, Nital



Slika 8

Metalografska struktura kokilnega vzorca v globini 15 mm, žarjenega na temperaturi 700 °C, 2 uri — povečava 630 ×, nital

Fig. 8

Metallographic structure of mould-cast sample 15 mm below the surface, being annealed 2 hours at 700 °C. Magnification 630 ×, Nital

avstenita v bainit. Časi popuščanja so za različne temperature bili med dvema in osemindesetimi urami (Dia. 6).

Daljši časi popuščanja na 500 °C so povzročili zelo hiter padec trdote (Dia. 7). Tako so vrednosti trdot po petih urah popuščanja blizu spodnje meje in po dvanajstih urah povsem na spodnji meji zahtevanih trdot. Po dveh urah popuščanja na tej temperaturi opazimo karbide, ki se izločajo iz avstenita. Peturno popuščanje pa privede do popolne pretvorbe zaostalega avstenita v bainit in

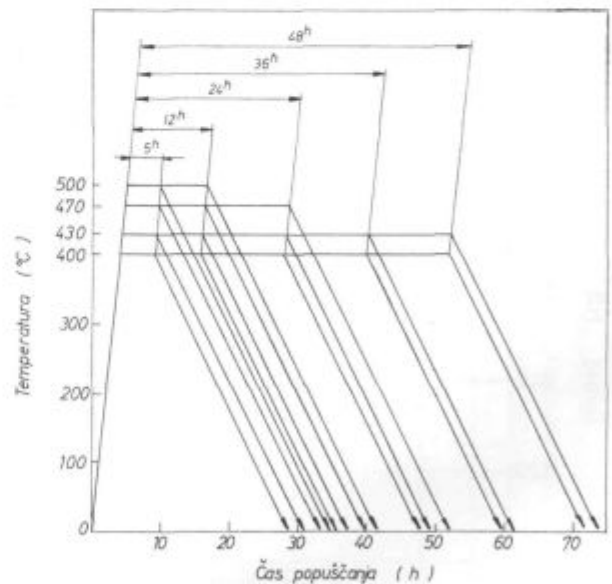


Diagram 6

Žarjenje kokilnih vzorcev pri različnih temperaturah in časih popuščanja

Diagram 6

Annealing of mould-cast samples at various annealing temperatures and tempering times

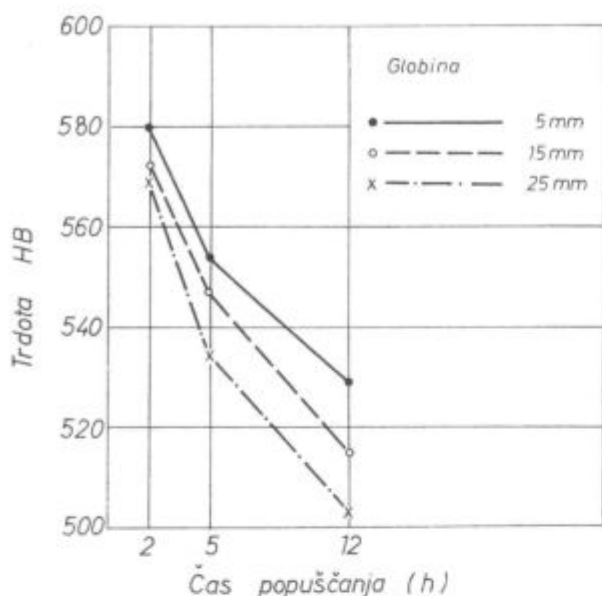


Diagram 7

Vpliv časa popuščenja na trdoto pri temperaturi 500 °C

Diagram 7

Influence of tempering times on the hardness at 500 °C

do koagulacije karbidov. Po dvanajstih urah popuščenja pride do pojava zgornjega bainita, podobno kot pri dveurnem popuščenju na 700 °C.

Podaljševanje časov popuščenja na 470 °C je prineslo precej manjši padec trdote v primerjavi s padcem le-te pri temperaturi 500 °C (Dia. 8). Po štiriindvajsetih urah popuščenja imamo približno enake trdote kot po petih urah popuščenja na temperaturi 500 °C. Do popolne pretvorbe zaostalega avstenita v bainit je prišlo po petih urah popuščenja, koagulacija karbidov pa se je pojavila po dvanajstih urah žarjenja na 470 °C.

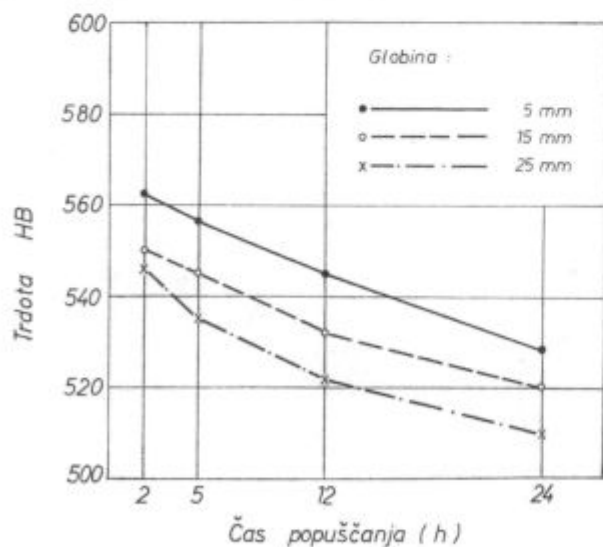


Diagram 8

Vpliv časa popuščenja na trdoto pri temperaturi 470 °C

Diagram 8

Influence of tempering times on hardness at 470 °C

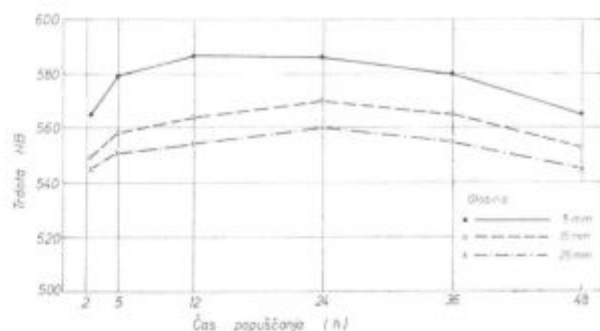


Diagram 9

Vpliv časa popuščenja na trdoto pri temperaturi 430 °C

Diagram 9

Influence of tempering times on the hardness at 430 °C

Precej drugačno sliko dobimo pri popuščenju na temperaturi 430 °C. Po precej nizkih trdotah, ki smo jih dobili po dveurnem žarjenju, se trdota precej dvigne po petih urah popuščenja, ko skoraj že doseže zgornjo mejo predpisanih trdot. Trdota doseže svoj maksimum po dvanajstih urah in je konstantna za nadaljnjih dvanajst ur popuščenja. Šele po štiriindvajsetih urah popuščenja začne padati (Dia. 9).

Pri popuščenju na temperaturi 400 °C je za povišanje trdote potreben precej daljši čas. Trdota šele po dvanajstih urah doseže enake vrednosti, kot po petih urah popuščenja na 430 °C (Dia. 10).

Naredili smo tudi nekaj poizkusov popuščenja na temperaturi 350 °C. Trdota se začne približevati zgornji predpisani meji šele po šestintrideseturnem popuščenju. Struktura je tudi po tem času popuščenja sestavljena iz bainita in zaostalega avstenita. Izločenih karbidov kljub porastu trdote nismo opazili.

## POVZETEK IN ZAKLJUČKI

Zasledovali smo termično obdelavo tehnoloških vzorcev, ulitih iz indefinitne litine. Na podlagi meritev smo izdelali diagrame trdot za posamezne temperature popuščenja in čase popuščenja na teh temperaturah. Pri tem smo ugotovili, da trdota

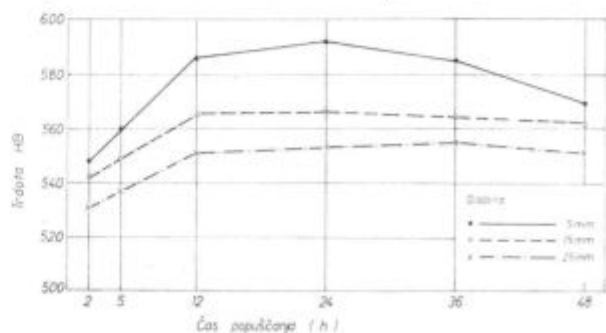


Diagram 10

Vpliv časa popuščenja na trdoto pri temperaturi 400 °C

Diagram 10

Influence of tempering times on the hardness at 400 °C

izhodnega stanja pada po dveh urah popuščenja do temperature popuščenja 400° C, nato začne naraščati do temperature 500° C. Če temperaturo termične obdelave še dvigujemo, pride do ponovnega padanja trdote. Podobni diagrami trdot so poznani za hitroreznna jekla. Metalografska preiskava vzorcev je pokazala, da je mikrostruktura sestavljena iz ledeburita in bainita z zaostalim avstenitom. Pri temperaturah popuščenja nad 400° C pride do izločanja karbidov iz zaostalega avstenita. Pretvorba zaostalega avstenita je v popolnosti končana pri temperaturi 500° C. Zato je prišlo tu do največjega povečanja trdote. Po popuščenju na višjih temperaturah pride do koagulacije teh karbidov in zaradi tega začne trdota padati.

Pri daljših časih popuščenja pride do izločanja karbidov iz zaostalega avstenita, kot tudi do popolne pretvorbe zaostalega avstenita pri nižjih temperaturah, ki pa niso nižje od 400° C.

Skupni odnos trdot, temperatur popuščenja in časov popuščenja prikazuje diagram 11.

Iz dobljenih rezultatov izhajajo naslednje ugotovitve in zaključki:

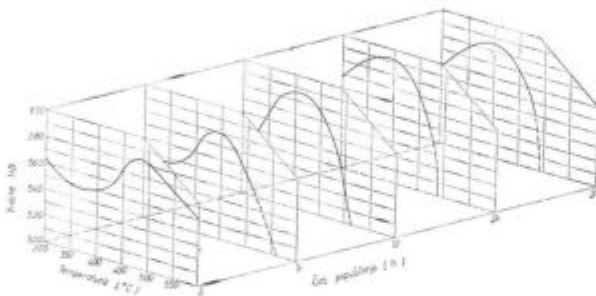


Diagram 11

Vpliv temperature in časa popuščenja na trdoto kokilnih vzorcev

Diagram 11

Influence of tempering temperature and time on the hardness of mould-cast samples

1. Termična obdelava, ki se je do sedaj uporabljala za »indefinite-chill« valje, ni samo nepotestno žarjenje, ampak je tudi popustno žarjenje.

2. Možno je izbrati drug način žarjenja v odvisnosti od temperature in časa žarjenja. Pri tem je treba upoštevati, da je potrebno žariti za odpravo notranjih napetosti, ki nastanejo kot posledica ulivanja in volumskih sprememb pri pretvorbi zaostalega avstenita.

3. Termična obdelava indefinitnih valjev je potrebna, ker povečanje notranjih napetosti lahko povzroča poškodbe (luščenje, zlom) v toku eksploatacije. Do pretvorbe avstenita lahko pride med časom obratovanja zaradi ogretja delovne površine v kontaktu z valjancem.

4. Glede na večjo maso valjev v primerjavi z vzorci (nižji gradient ogrevanja), je možno valje žariti na pretvorbo zaostalega avstenita pri temperaturah 400—470° C, medtem ko odpravo napetosti lahko izvršimo pri nižjih temperaturah ali s kontroliranim počasnim ohlajanjem.

Dobljene rezultate že apliciramo v redni proizvodnji. Pri tem natančno zasledujemo obnašanje valjev v fazi eksploatacije, kot tudi preiskavo obdelovalnosti po termični obdelavi. Nadaljevanje dela na tem področju vidimo v kvantitativni in kvalitativni določitvi izločenih karbidov iz avstenita na mikroanalizatorju za potrditev preiskav na optičnem mikroskopu.

#### Literatura

1. L. Hütter: Hartensswalzen: Nickel-Berichte 1961, Helf 11 in 12.
2. J. Thieme: Der Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Struktur der Beinite, besonders in Gusseisen; Giesserei 1959, Helf 23.
3. Schumann: Metallographie — Leipzig 1962.
4. I. Pantelić: Tehnologija termičke obrade čelika, Novi Sad 1974.
5. F. Mlakar, V. Tucić, B. Mlač: Optimalni parametri izdelave »indefinite-chill« valjev; Poročilo Metalurškega Inštituta v Ljubljani, december 1980.

## ZUSAMMENFASSUNG

Aus Indefinite-chill Guss werden Walzen gegossen. Dieses Gusseisen hat ein unbestimmtes Makrogefüge von der Arbeitsoberfläche bis zum Innern.

Das metallographische Gefüge des Wärmebehandelten Indefinite Gusseisens ist aus Ledeburit, Bainit, Restaustenit und interdendritisch gerichteten ausgeschiedenen Graphites zusammengesetzt.

Im ersten Teil der Untersuchungen sind Proben aus diesem Gusseisen bei Temperaturen zwischen 200 und 700 °C wärmebehandelt worden. Das Glühen auf der Arbeitstemperatur dauerte zwei Stunden, das Abkühlen erfolgte im geschlossenen Ofen. Die Ergebnisse der Härtemessungen zeigten, dass die Härtewerte bis zu der Glühzeit von 350 bis 400 °C fallen. Nach dieser Temperatur steigen die Härtewerte bis zu dem Maximum bei 500 °C.

Bei höheren Temperaturen (400–500 °C) kommt zu der Umwandlung des Restaustenites und der Ausscheidung von Karbiden die eine Erhöhung der Härte zur Folge haben. Das ist die Ausscheidungshärtung.

Noch höhere Glühtemperaturen (500–700 °C) haben eine vollkommene Umwandlung des Restaustenites in Bainit und eine Koagulation der ausgeschiedenen Karbide und damit einen Abfall der Härte zur Folge.

Im zweiten Teil der Untersuchungen sind der Einfluss der Zeit und der Glühzeit auf das genannte Umwandlungsmechanismus verfolgt worden. Die Untersuchungen zeigten, dass eine vollkommene Umwandlung des Restaustenites bei niedrigeren Temperaturen möglich ist, wenn die Glühzeit lang genug ist. Für die Umwandlung des Restaustenites bei der Temperature von 500 °C war eine Glühzeit von zwei Stunden ausreichend, dagegen sind bei 1100 °C vierundzwanzig Stunden Glühzeit nötig.

## SUMMARY

Indefinite-chill cast iron is utilized for casting rolls. This cast iron has indefinite macrostructure from the working surface towards the centre.

Metallographic structure of heat treated indefinite-chill cast iron is composed of ledeburite, bainite, retained austenite, and interdendritically directed precipitated graphite.

In the first part of investigations the samples were heat treated between 200 and 700 °C. Annealing lasted two hours on the working temperature, and cooling was in a closed furnace. Hardness measurements showed the reduction of hardness up to annealing temperatures 350 to 400 °C. At this annealing temperature hardness commences to increase and it reaches the peak at 500 °C. At

higher annealing temperatures (400 to 500 °C) the retained austenite is transformed and carbides are precipitated which cause the increase of hardness. It is the precipitation hardening.

Still higher annealing temperatures (500 to 700 °C) cause the complete transformation of retained austenite into bainite and the coagulation of precipitated carbides, and thus the hardness is reduced.

In the second part of the investigation, the influence of annealing time and temperature on the mentioned transformation mechanism was analyzed. The investigations showed that complete transformation of retained austenite is possible at lower temperatures if the annealing times are long enough. At 500 °C the necessary time is two hours, at 400 °C 24 hours.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для изготовления т. н. валков, которые употребляются при горячей листопрокатки служит расплав неопределенной микроструктуры начиная от рабочей поверхности в направлении к внутренности. Металлографическая структура термически обработанных образцов таково расплава состоит из ледебурита, бейнита, остаточного аустенита и выделений междендритно ориентированного графита.

В первой части исследования выполнена термическая обработка образцов при  $t$ -ах между 200–700 °C. Отжиг длился два часа при рабочей температуре, а охлаждение велось в закрытой печи. Измерение твердости показали, что при  $t$ -ах отжига до 350–400 °C твердость уменьшается. При  $t$ -ах 400 °C твердость увеличивается, между тем как максимальная твердость находится при 500 °C.

Превращение остаточного аустенита и выделение карбидов происходит при более высоких  $t$ -ах (400–500 °C). Последствие этого повышение твердости. При отжиге при более высоких  $t$ -ах (500–700 °C) наступает полное превращение аустенита в бейнит и коагулирование выделений карбидов и, таким образом, уменьшение твердости.

В другой части исследования рассмотрено влияние температуры и длительности отжига на упомянутый механизм превращения.

Исследования показывают, что полное превращение остаточного аустенита при более низких  $t$ -ах наступают, если отжиг продолжается довольно долго. При  $t$ -ах 500 °C для превращения остаточного аустенита длился отжиг два часа, а при  $t$ -ах 400 °C требовалось уже 24 часа.