Hossein Beladi, Georgina L. Kelly and Peter D. Hodgson

Formation of ultrafine grained structure in plain carbon steels through thermomechanical processing
Stvaranje ultrafinozrne strukture kod ravnih ugljeničnih čelika termomehaničkom obradom

Stručni rad / Professional paper
Rad je u izvornom obliku objavljen u časopisu Materials Transactions, Vol. 45, No. 7 (2004) pp. 2214 to 2218
Special Issue on Ultrafine Grained Structures #2004 The Japan Institute of Metals
Rad primljen / Paper received:
April 2019.

Adresa autora / Author's address:
School of Engineering and Technology, Deakin University, Geelong, Australia, VIC 3217

Kljucne riječi: ultrafini ferit, transformacija indukovana dinamičkom deformacijom, ravni ugljenični čelici, termomehanička obrada, sadržaj ugljenika

Key words: ultrafine ferrite, dynamic strain-induced transformation, plain carbon čeliks, thermomechanical processing, carbon content

In the present study, wedge-shaped samples were used to determine the effect of nominal equivalent strain (between 0 and 1.2) and carbon content (0.06–0.35%C) on ferrite grain refinement through dynamic strain-induced transformation (DSIT) in plain carbon čeliks using singlepass rolling. The microstructural evolution of the transformation of austenite to ferrite has been evaluated through the thickness of the strip. The results showed a number of important microstructural features as a function of strain which could be classified into three regions; no DSIT region, DSIT region and the ultrafine ferrite (UFF) grain region. Also, the extent of these regions was strongly influenced by the carbon content.
The UFF microstructure consisted of ultrafine, equiaxed ferrite grains (<2 μm) with very fine cementite particles. In the centre of the rolled strip, there was a conventional ferrite-pearlite microstructure, although ferrite grain refinement and the volume fraction of ferrite increased with an increase in the nominal equivalent strain.

U ovom istraživanju korišćeni su klinasti uzorci za određivanje efekta nominalne ekvivalentne deformacije (između 0 i 1.2) i sadržaja ugljenika (0.06–0.35%C) na rafinaciju feritnih zrna kroz dinamičku transformaciju (DSIT) kod ugljeničnih čelika koji se proizvode valjanjem u jednom prolazu. Razvijanje mikrostrukture transformacijom austenita u ferit je određena kroz debljinu trake. Rezultati su pokazali niz značajnih mikrostrukturnih osobina kao funkcije deformacije koje se mogu svrstati u tri oblasti; nema DSIT oblasti, DSIT oblast i oblast ultrafinozrnog ferita (UFF). Takođe, obim ovih oblasti je pod velikim uticajem sadržaja ugljenika.
Mikrostruktura UFF-a sastojala se od ultrafinih, ekvivalentnih feritnih zrna (<2 μm) sa vrlo finim česticama cementita. U centru valjane trake, postojala je konvencionalna feritno-perlitna mikrostruktura, mada je rafinacija feritnih zrna i zapreminski udeo ferita povećan sa povećanjem nominalne ekvivalentne deformacije.

1. Introduction

Ultrafine grained structures in plain carbon čeliks are gaining in popularity amongst research groups around the World as means of cutting the cost of čelik production and opening up the window of high band mechanical properties. This new generation of high strength-high toughness čeliks is recyclable and environmental friendly. There are a number of different approaches to achieve this goal, dynamic straininduced transformation (DSIT) combined with rapid cooling is a simple and practical route to produce ultrafine ferrite grains (UFF) as small as 1–2 μm .[1–3])

1. Uvod

Ultrafinozrne strukture u ugljeničnimm čelicima dobijaju na popularnosti među istraživačkim grupama širom sveta kao način smanjenja troškova proizvodnje čelika i otvaranja prostora mehaničkih svojstava visokog opsega. Ova nova generacija visoko žilavih čelika, visoke čvrstoće se može reciklirati i ekološki je prihvatljiva. Postoji više različitih pristupa za postizanje ovog cilja, dinamička transformacija (DSIT) u kombinaciji sa brzim hlađenjem je jednostavna i praktična ruta za proizvodnju ultrafinih feritnih zrna (UFF) od 1 do 2 μm [1–3])

The DSIT exhibits a general insensitivity to variations in chemistry and could therefore be applied to the full range of čeliks.[4] This process involves a strain being applied to the metastable austenite, i.e. between the A_{e3} and A_{r3} temperature range (equilibrium and continuous cooling temperatures for austenite to ferrite transformation, respectively).[5]
There is a critical condition to produce UFF through the DSIT route which could vary with thermomechanical processing history as well as čelik composition. The reduction required for UFF formation through DSIT is quite high, typically more than 40% in single pass-rolling.[3,4] The ultimate goal of the present work is to evaluate the effect of carbon content in conjunction with strain on the ferrite transformation characteristics through the strip thickness and detect the critical strain for DSIT and UFF formation in plain carbon steels.

2. Experimental Procedure

The composition of steels used in this study is given in Table 1. All steels are plain carbon steels with different carbon content. The hot rolling facilities, which have been used in this study, include a laboratory mill with rolls of 365mm diameter, a rolling speed of 15 rpm, a preheating resistance furnace and a fluid bed furnace with maximum working temperature of 1300 and 1100C, respectively. The wedge samples were machined to an overall size of 140mm 50mm 8mm with an angle of about 4 (Fig. 1).

DSIT pokazuje opštu neosetljivost na promene u hemijskom sastavu i stoga se može primeniti na celi opseg čelika.[4] Ovaj proces uključuje deformaciju koja se primjenjuje na metastabilni austenit, tj. Između A_{e3} i A_{r3} temperaturnog raspona (ravnotežne i kontinualne temperature hlađenja) za transformaciju austenita u ferit), [5]
Postoji kritično stanje za proizvodnju UFF-a preko DSIT koje može da varira zavisno od istorije termomehaničke obrade kao i sastava čelika. Sažimanje potrebno za formiranje UFF-a preko DSIT-a je prilično veliko, obično više od 40% u jednom prolazu valjanja.[3,4] Krajnji cilj ovog rada je da se proceni uticaj sadržaja ugljenika u sprezi sa deformacijom na karakteristike feritne transformacije preko debljine trake i detektovanja kritične deformacije za formiranje DSIT-a i UFF-a u ravnim ugljeničnim čelicima.

2. Eksperiment

Sastav čelika koji se koristi u ovoj studiji dat je u tabeli 1. Svi čelici su obični ugljeni čelici sa različitim sadržajem ugljenika. Oprema za toplo valjanje, koja je korišćena u ovoj studiji, uključuju laboratorijski valjački stan sa valjcima prečnika 365mm, brzina valjanja od 15 o/min, eletrotpornu peć za predgrevanje i peć s fluidnim slojem s maksimalnom radnom temperaturom od 1300 i 1100^{0}C . Uzorci klinova su mašinski obrađeni do ukupne veličine 140mm x 50mmx 8mm sa uglom od oko 4 (slika 1).

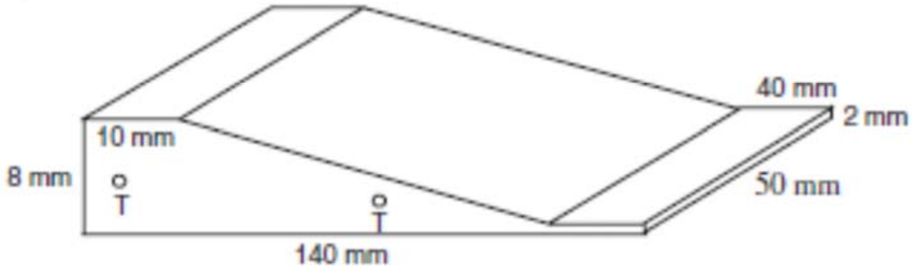

Fig. 1 *Wedge specimen (T: Thermocouple position).*
Slika 1. *Klinasti uzorak (T: položaj termopara)*

Steel	%C	%Si	%Mn	%Al	%P	%S	Ae_3 (°C)*	T_{def} (°C)	T_a (°C)	$d\gamma$ (μm)
A	0.06	0.06	0.21	0.037	0.011	0.013	880	875 ± 5	1100	>120**
B	0.16	0.16	0.59	0.005	0.017	0.013	845	840 ± 5	1200	250
C	0.35	0.26	0.82	0.03	0.012	0.003	795	790 ± 5	1200	120

Table 1. *The chemical composition of čeliks (in mass%).*
Tabela 1. *Hemijski sastav čelika (mas.%)*
**The A_{e3} temperatures were calculated using the ChemSage program.*
A_{e3} temperatura je izračunata korišćenjem programa ChemSage
*** d could not be measured because of ultra low carbon content.*
d se nije mogao izmeriti zbog ultra niskog sadržaja ugljenika

Figure 2 shows the thermomechanical processing cycles, that were applied to perform the single-pass hot rolling. The specimens were soaked at a given austenitization temperature for 15 min., resulting in austenite grain size of greater than 120 μm (Table 1). The samples were reheated in stainless čelik foil bags to prevent excessive oxidation. Then, the wedge samples were rapidly placed in the fluid bed furnace at the A_{e3}+5 ^{0}C temperature for five minutes to stabilize the temperature for all thicknesses of the wedge sample and to avoid any temperature gradient through the thickness. Afterwards, the specimens were passed through the rolls at a given temperature (Table 1) to achieve a strip with a final thickness of 2 mm. The temperature of the specimens was measured continuously during the test by N-type thermocouples, inserted at different positions in the sides of samples (Fig. 1).

Furthermore, the surface temperature was measured by a pyrometer throughout the experiment. After deformation, the rolled strips were air cooled to room temperature.

The dimension of the wedge sample was designed based on the rolling mill capacity and to minimize the lateral spreading during rolling. However, there was still some spreading during rolling for the reductions greater than 50%.

Na slici 2 prikazani su ciklusi termomehaničke obrade, koji su primenjeni da bi se izvršilo jednokratno toplo valjanje. Uzorci su držani na datoj temperaturi austenitizacije 15 min, što je rezultovalo veličinom zrna austenita većom od 120 μm (Tabela 1). Uzorci su ponovo zagrejani u foliji od nehrđajućeg čelika kako bi se sprečila prekomerna oksidacija. Zatim, uzorci klina su brzo postavljeni u peći sa fluidizovanim slojem na temperaturi A_{e3}+5 ^{0}C tokom pet minuta da se stabilizuje temperatura za sve debljine uzorka klina i da se izbegne bilo kakav gradijent temperature kroz debljinu. Nakon toga, uzorci su prolazili kroz valjke na datoj temperaturi (Tabela 1) da bi se dobila traka konačne debljine od 2 mm. Temperatura uzoraka merena je kontinuirano tokom ispitivanja termoparovima N-tipa, umetnutim na različitim položajima na stranama uzoraka (slika 1).

Štaviše, površinska temperatura je merena pirometrom tokom eksperimenta. Nakon deformacije, valjane trake su hlađene vazduhom do sobne temperature.

Dimenzija uzorka klina je dizajnirana na osnovu kapaciteta valjaonice i radi smanjenja bočnog rasipanja tokom valjanja. Međutim, i dalje je došlo do izvesnog širenja tokom valjanja kod sažimanja većeg od 50%.

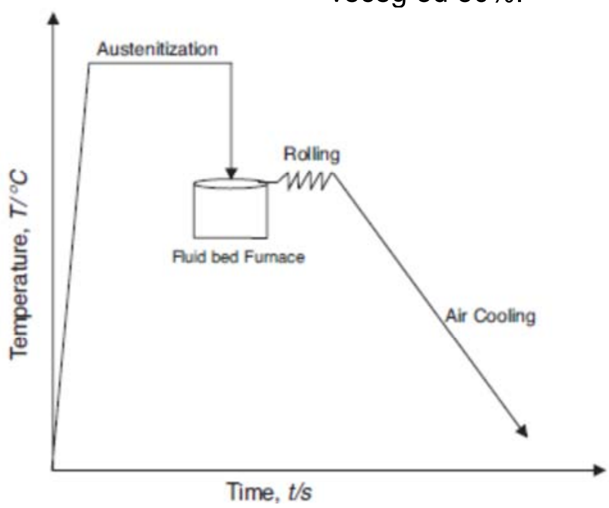

Fig. 2 *Schematic representation of heat treatment and thermomechanical schedule.*
Slika 2. *Šematsko predstavljanje termičke obrade i termomehaničke obrade*

Therefore, the width of the specimen was also measured at each location after rolling. Equation (1) as then used to estimate the equivalent strain along the rolled strip taking into account the spread.[6)]

$$\bar{\varepsilon} = \left[\frac{4}{3}(\varepsilon_t^2 + \varepsilon_w^2 + \varepsilon_t\varepsilon_w)\right]^{1/2} \qquad (1)$$

where $\varepsilon_t = \ln(t_0/t_f)$ and $\varepsilon_w = \ln(w_0/w_f)$ are strains in the thickness t and width w dimensions, in

Prema tome, širina uzorka je takođe merena na svakoj lokaciji nakon valjanja. Jednačina (1) se tada koristi za procenu ekvivalentne deformacije duž valjane trake uzimajući u obzir širenje.[6)]

$$\bar{\varepsilon} = \left[\frac{4}{3}(\varepsilon_t^2 + \varepsilon_w^2 + \varepsilon_t\varepsilon_w)\right]^{1/2} \qquad (1)$$

gde su $\varepsilon_t = \ln(t_0/t_f)$ and $\varepsilon_w = \ln(w_0/w_f)$ su deformacije u debljini t i širini w i u kojoj se indeksi which the subscripts 0 and f refer to original and final thicknesses and widths, respectively.

Metallographic observations were made on the normal direction-rolling direction plane at a depth of between 0.1– 0.15mm below the surface of the rolled strips and at the mid thickness. The ferrite volume fraction was determined by point counting. In this study, only the volume fraction of polygonal ferrite was considered. The mean ferrite grain size was determined using the mean linear intercept method.

0 i f odnose na originalne i konačne debljine i širine. Metalografska posmatranja su obavljena po ravni normalnoj na pravac valjanja na dubini od 0,1 do 0,15 mm ispod površine valjanih traka i na srednjoj debljini. Zapreminski udeo ferita je određen brojanjem tačaka. U ovom istraživanju razmatran je samo zapreminski udeo poligonalnog ferita. Srednja veličina zrna ferita je određena korišćenjem metode srednjeg linearnog preseka.

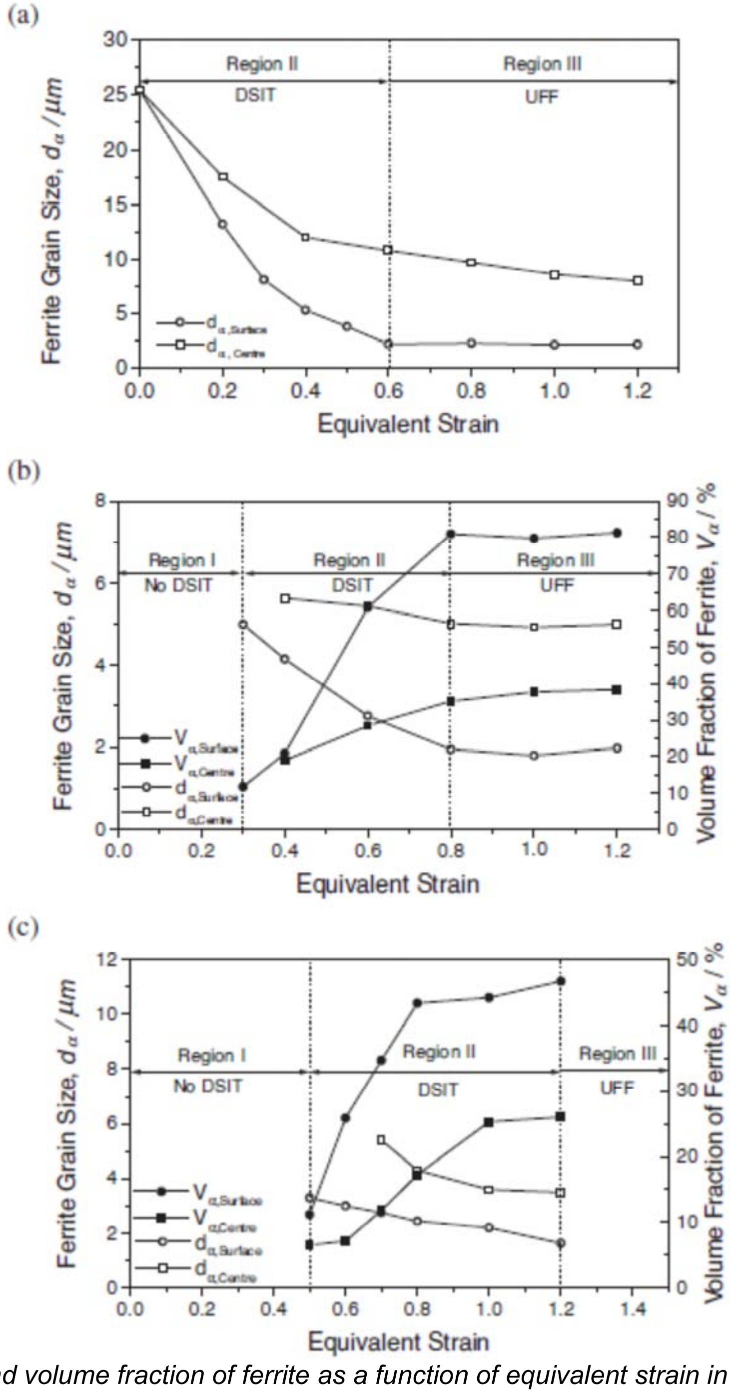

Fig. 3 *Ferrite grain size and volume fraction of ferrite as a function of equivalent strain in plain carbon čeliks through single-pass rolling: (a) čelik A, (b) čelik B and (c) čelik C.*

Slika 3. *Veličina ferinog zrna i zapreminski udeo kao funkcija ekvivalentne deformacije na običnim ugljeničnim čelicima valjanim u jednom prolazu, (a) čelik A, (b) čelik B and (c) čelik C.*

Steel	%C	$\varepsilon_{C,DSIT}$	$\varepsilon_{C,UFF}$
A	0.06	------	0.6
B	0.16	0.3	0.8
C	0.35	0.5	1.2

***Table 2** The critical strains for DSIT and UFF formation.*
***Tabela 2.** Kritične deformacije za DSIT i stvaranje UFF*

3. Results
The final thickness of the deformed strips was typically in the range from 2 to 2.7 mm. The microstructures of all rolled samples were inhomogeneous through the strip thickness. In addition, the ferrite transformation characteristics in the surface layer varied not only with the strain, but also with the čelik composition (carbon content). Based on this observation, the ferrite transformation characteristics could be classified into three regions as a function of strain in the surface layer (Fig. 3).
At regions that underwent low reductions, the microstructure near the surface was indistinguishable from that at the centre of the plate; only a few polygonal ferrite grains (less than 0.1 volume fraction of microstructure) formed on prior austenite grain boundaries, the rest of the microstructure being a mixture of non-polygonal ferrite (Widmansta¨tten and acicular) and pearlite (hereafter called region I, Fig. 4a). The result suggested that the required strain was not sufficient for dynamic strain-induced transformation to produce polygonal ferrite grains. This region was extended to higher strains with increasing in carbon content and was not present in čelik A with the low carbon content (Fig. 3).
For locations corresponding to region II, the volume fraction of polygonal ferrite significantly increased throughout the thickness with an increase in the strain for all čeliks (Fig. 3). The ferrite grain size was significantly refined in the surface layer, although some acicular ferrite was still present in the microstructure (Figs. 3 and 4b). There were also some carbide particles on ferrite grain boundaries. The volume fraction of carbide increased with an increase in the strain and carbon content. These carbides were also arranged in elongated and narrow bands for čeliks B and C; their orientation did not appear to have any specific relationship with the rolling direction (indicated by the arrow in Fig. 4b).

3. Rezultati
Konačna debljina deformisanih traka je tipično u opsegu od 2 do 2.7 mm. Mikrostrukture svih valjanih uzoraka su nehomogene po debljini trake. Pored toga, karakteristike feritne transformacije u površinskom sloju variraju ne samo sa deformacijom, već i sa sastavom čelika (sadržaj ugljenika). Na osnovu ovog zapažanja, karakteristike feritne transformacije mogu se svrstati u tri oblasti kao funkcija deformacije u površinskom sloju (slika 3).
U oblastima gde je bilo malo sažimanje, mikrostruktura blizu površine nije se mogla razlikovati od one u centru ploče; samo nekoliko poligonalnih feritnih zrna (manje od 0,1 zapreminskog udela mikrostrukture) formiranih na granicama prethodnih austenitnih zrna, ostatak mikrostrukture je mešavina ne-poligonalnog ferita (Vidmanstaštetenov i acikularni) i perlita (u daljnjem tekstu: oblast I, Slika 4a). Rezultat je sugerisao da zahtevana deformacija nije dovoljna za dinamičku transformaciju izazvanu deformacijom da bi se proizvela poligonalna feritna zrna. Ova oblast je proširena na veće deformacije sa povećanjem sadržaja ugljenika i nije bila prisutna u čeliku A sa niskim sadržajem ugljenika (slika 3).
Za lokacije koje odgovaraju oblasti II, zapreminski udeo poligonalnog ferita značajno se povećao po debljini sa povećanjem deformacije za sve čelike (Sl. 3). Veličina feritnog zrna je značajno rafinisana u površinskom sloju, mada je poneki acikularni ferit i dalje prisutan u mikrostrukturi (slike 3 i 4b). Bilo je i nešto čestica karbida na granicama feritnih zrna. Zapreminski udeo karbida se povećao sa povećanjem deformacije i sadržaja ugljenika. Ovi karbidi su takođe raspoređeni u izduženim i uskim trakama za čelike B i C; izgleda da njihova orijentacija nije imala nikakvu posebnu vezu sa pravcem valjanja (označen strelicom na slici 4b)

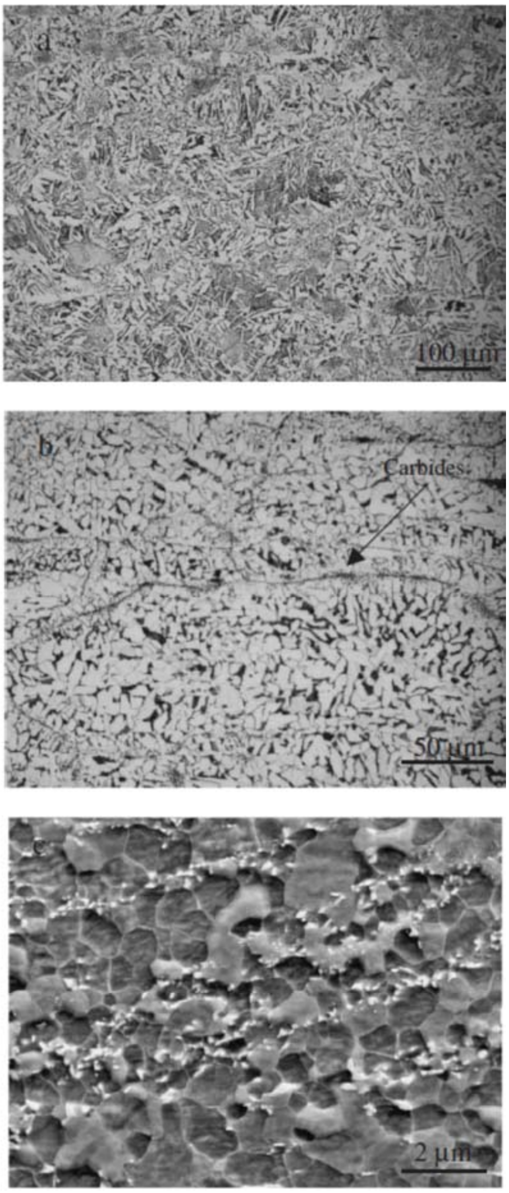

Fig. 4 *The surface microstructure of steel B at different equivalent strains: a) 0, (b) 0.6 and (c) 0.8.*
Slika 4. *Površinska mikrostruktura čelika B pri različitim deformacijama (a) 0, (b) 0.6 and (c) 0.8.*

As-quenched microstructures in region II consisted of polygonal ferrite grains mainly decorating prior austenite grain boundaries and intragranularly nucleated. This suggests dynamic strain-induced transformation of ferrite occurred during deformation. This region was also extended with an increase in the carbon content (Fig. 3).
Beyond a critical strain condition, the volume fraction of ferrite and the ferrite grain size of the surface layer did not change significantly with an increase in the strain for all čeliks (region III in Fig.3). The microstructures consisted of fully polygonal ferrite grains, as small as 1–2 μm in size, with carbide particles on ferrite grain boundary (there were also very fine pearlite and carbide bands for čeliks B and C, Fig. 4c). However, this strain was significantly increased with an increase

Mikrostrukture gašenja u oblasti II sastojale su se od poligonalnih feritnih zrna koja uglavnom dekorišu granice prethodnih austenitnih zrna i nastaju međugranulano. Ovo sugeriše dinamičku transformaciju izazvanu deformacijom ferita koji se pojavio tokom deformacije. Ova oblast se takođe širi sa povećanjem sadržaja ugljenika (slika 3).
Izvan kritičnog deformacionog stanja, zapreminski udeo ferita i veličina zrna ferita u površinskom sloju nisu se značajno promenili sa povećanjem deformacije za sve čelike (oblast III na slici 3). Mikrostrukture su se sastojale od poligonalnih feritnih zrna veličine od 1 do 2 μmm, sa česticama karbida na granici feritnih zrna (bilo je i vrlo finih perlitnih i karbidnih traka kod čelika B i C, slika 4c). Međutim, ova deformacija se značajno povećava sa povećanjem sadržaja ugljenika. Površinski sloj

in carbon content. The UFF surface layer generally penetrated to about 1/4 of the total thickness.
The required strain for transition from one region to another one in the surface layer was described as a critical strain in this study. Hence, there were two critical strains; dynamic strain-induced transformation ($\varepsilon_{C,DSIT}$) and ultrafine ferrite formation ($\varepsilon_{C,UFF}$). These strains are summarized in Table 2 for all steels. The critical strain for both transitions increased significantly with an increase in carbon content.
In the centre of rolled strip, the microstructures were conventional ferrite and pearlite (or carbide in čelik A). The ferrite grain size decreased with an increase in the strain for all čeliks (Fig. 3). However, the change in grain size with increasing nominal strain was much lower in the centre than the surface. This is because the amount of undercooling and strain is different at the surface compared with the centre of strip. For example, at the location corresponding to an equivalent strain of 1.2, the undercooling at the surface and the centre was about 120 and 80 ^{0}C, respectively (Fig. 5).
Furthermore, it has been shown that the strain at the surface is more than three times that at the centre of strip through finite element modeling of strip rolling under heavy shear.[7)] In addition, the ferrite grain size decreased with an increase in the carbon content at a given strain (Fig. 3).

UFF-a je generalno prodro na oko 1/4 ukupne debljine.
Potrebna deformacija za prelazak iz jednog područja u drugo u površinskom sloju, opisana je kao kritična deformacija u ovoj studiji. Dakle, postojale su dve kritične deformacije; dinamička transformacija izazvana deformacijom ($\varepsilon_{C,\ DSIT}$) i formiranje ultrafinozrnog ferita ($\varepsilon_{C,\ UFF}$). Ove deformacije su zbirno date u tabeli 2 za sve čelike. Kritična deformacija za oba prelaza značajno se povećava sa povećanjem sadržaja ugljenika.
U centru valjane trake, mikrostrukture su konvencionalni ferit i perlit (ili karbid u čeliku A). Veličina zrna ferita je smanjena sa povećanjem deformaije kod svih čelika (Sl. 3). Međutim, promena veličine zrna sa povećanjem nominalne deformacije bila je mnogo manja u centru, nego na površini. To je zato što je udeo pothlađivanja i deformacije, različit na površini u poređenju sa centrom trake. Na primer, na lokaciji koja odgovara ekvivalentnoj deformaciji od 1,2, podhlađenje na površini i centru je bilo oko 120 i 80 ^{0}C, (slika 5).
Nadalje, pokazano je da je deformacija na površini više od tri puta veća nego u središtu trake kroz modeliranje konačnim elementima, valjanja traka sa jakim smicanjem. [7)] . Dodatno, veličina feritnog zrna opada sa sadržajem ugljenika za datu deformaciju. (Slika 3).

T_{def} (°C)	Initial thickness of 8 mm		Initial thickness of 2 mm	
	T_s (°C)*	ΔT (°C)	T_s (°C)*	ΔT (°C)
875 ± 5	739	136	697	178
840 ± 5	713	127	669	171
790 ± 5	668	122	625	165

*The surface temperature

Table 3. *The surface temperature of rolled strip at the exit point of rolls at different initial thicknesses.*
Tabela 3. *Temperatura površine valjane trake u tački izlaza iz valjaka sa različitim početnim debljinama*

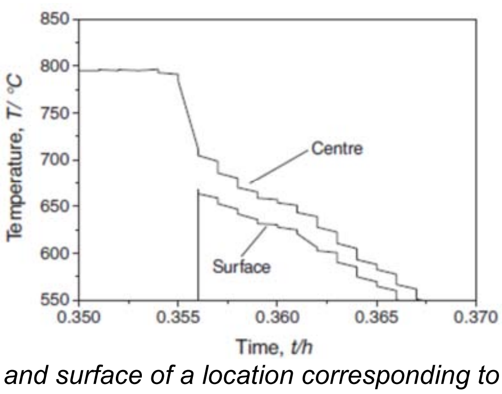

Fig. 5 *Cooling curve of centre and surface of a location corresponding to plate thickness of 8mm during thermomechanical processing*
Slika 5 *Kriva halđenja centra i površine na mestima koja odgovaraju debljini lima od 8 mm tokom termomehaničke obrade*

4. Discussion

The single-pass rolling and subsequent air cooling of the wedge samples showed a number of important microstructural features as a function of strain which could be classified into three regions. However, the extent of regions varied significantly with the carbon content.

Region I: no dynamic strain-induced transformation

It is well known that the formation of non polygonal phases is promoted with increasing cooling rate8) and carbon content.9) The latter is confirmed by this study since the volume fraction of non polygonal ferrite decreased with a decrease in carbon content at a given condition (steel A is fully polygonal ferrite even at the strain free condition).

There is an increasing tendency for ferrite to grow from grain boundaries as plates (Widmansta¨tten morphology) with increasing cooling rate. The rapid cooling is occurred by conduction of the cold rolls in the surface of strip in singlepass rolling; the surface temperature drops about $120–180^{0C}$ during rolling depending on the initial thickness and deformation temperature (Table 3). At regions that underwent low reductions, this rapid cooling decreases the temperature to such an extent (i.e. TW; the critical temperature for Widmansta¨tten ferrite formation8)) that non polygonal products are promoted after straining. The result suggests that the strain was not sufficient to form the polygonal ferrite rather than non polygonal phase by DSIT in this region.

Region II: dynamic strain-induced transformation

The DSIT ferrite initially nucleates on the prior austenite grain boundary.[10] Therefore, the nucleation of DSIT ferrite at an early stage of transformation retards the formation of austenite grain boundary nucleated non polygonal ferrite phases (i.e. Widmansta¨tten ferrite) after deformation. Beyond $\varepsilon_{"C", DSIT}$, the volume fraction of ferrite nucleation sites is increased and extends from the prior austenite grain boundaries into the austenite grain interior with increase in the strain (intragranular nucleation sites). This promotes the volume fraction of polygonal ferrite grains.

It is well known that the DSIT process significantly controls the coarsening of ferrite grains during post deformation cooling.[11] This leads to much more effective ferrite grain refinement through DSIT than conventional controlled rolling. However, the amount of coarsening depends on the volume fraction of DSIT ferrite and its distribution at an early stage of transformation. The volume fraction

4. Diskusija

Valjanje u jednom prolazu i naknadno hlađenje uzoraka klina pokazali su brojne značajne mikrostrukturne osobine kao funkciju deformacije koja se može svrstati u tri oblasti. Međutim, prostiranje oblasti značajno variraju sa sadržajem ugljenika.

Oblast I: bez transformacije izazvane dinamičkom deformacijom

Dobro je poznato da se formiranje nepoligonalnih faza bolje odvija sa povećanjem brzine hlađenja[8] i sadržaja ugljenika.[9] Ovo poslednje je potvrđeno ovom studijom jer se zapreminski udeo nepoligonalnog ferita smanjio sa smanjenjem sadržaja ugljenika u datom stanju (čelik A je u potpunosti sa poligonalnim feritom čak i u stanju bez deformacije).

Postoji sve veća tendencija da ferit raste sa granica zrna kao ploče (Vidmanštetenova morfologija) sa povećanjem brzine hlađenja. Brzo hlađenje nastaje provođenjem hladnih valjaka po površini trake u jednostrukom valjanju; temperatura površine pada za oko 120-180 °C tokom valjanja u zavisnosti od početne debljine i deformacione temperature (Tabela 3). U područjima koja su podvrgnuta malim sažimanjima, ovo brzo hlađenje smanjuje temperaturu do te mere (tj. TW; kritična temperatura za stvaranje Vidmanštetenovog ferita [8]) da se nepoligonalni proizvodi ne javljaju posle deformacije. Rezultat sugeriše da deformacija nije bila dovoljna da stvori poligonalni ferit, već više ne-poligonalnu fazu DSIT-om u ovoj oblasti.

Oblast II: transformacija izazvana dinamičkom deformacijom .

DSIT ferit se u početku stvara na granici prethodnog zrna austenita.[10] Zbog toga, nastajanje DSIT ferita u ranoj fazi transformacije usporava formiranje nepoligonalne feritne faze na granicama austenitnog zrna (tj. Vidmanštetenov ferit) nakon deformacije. Iza $\varepsilon_{"C", DSIT}$,, povećava se zapreminski udeo mesta nastajanja ferita i proteže se od granica prethodnih austenitnih zrna u unutrašnjost austenitnog zrna sa povećanjem deformacije (intragranularna mesta nastajanja). To pogoduje zapreminskom udelu poligonalnih feritnih zrna.

Dobro je poznato da DSIT proces značajno kontroliše ogrubljenje feritnih zrna tokom postdeformacionog hlađenja.[11] To dovodi do mnogo efikasnije rafinacije feritnih zrna kroz DSIT od konvencionalnog kontrolisanog valjanja. Međutim, količina ogrubelosti zavisi od zapreminskog udela DSIT ferita i njegove raspodele u ranoj fazi transformacije. Zapreminski of DSIT ferrite grains increases with an increase in the strain (i.e. increasing the Ar3 temperature) at the early stage of transformation in region II. This increases the impingement of DSIT ferrite grains as a function of the strain at the early stage of transformation, which thereby controls the coarsening of ferrite grains during post deformation cooling.11) This promotes the ferrite grain refinement with an increase in the strain in region II.

Region III: ultrafine ferrite formation

Beyond a given condition, the volume fraction of polygonal ferrite and ferrite grain size of the surface layer do not change significantly for all čeliks. The resultant ferrite grain size is as small as 1–2 μm. Indeed, the coarsening rate is independent of strain in region III. This suggests that the volume fraction of DSIT ferrite and its distribution at the early stage of transformation does not alter significantly beyond $\varepsilon_{\text{"C", UFF}}$. This leads to a constant final ferrite grain size in this region. Although the current work confirms that UFF formation is independent of čelik composition, the critical strains for DSIT ferrite and UFF formation are significantly altered by carbon content. It is proposed that the effect of carbon content in postponing the critical strains for DSIT and UFF formation could be explained by the stacking fault energy (SFE) value, the prior austenite grain size and the chemical driving force for dynamic ferrite transformation. Although, the SFE parameter has been shown to have a strong influence on the behaviour of metals and alloys during deformation,[12)] Charnock et al.[13)] proved the carbon content (0.005–0.83%mass C) does not have a significant effect on the SFE. It is well established that the number of intragranular defects formed during deformation is raised by increasing the austenite grain size.[14)] A recent study [10)] has shown that the $\varepsilon_{\text{"C", DSIT}}$ significantly decreased (from 0.5 to 0.1) with an increase in the prior austenite grain size (from 14 to 80 μm), this had a slight change on $\varepsilon_{\text{"C", UFF}}$. Since the prior austenite grain size is higher than 120 μm in this study, it is unlikely the prior austenite grain size could have a significant influence on these critical strains. During dynamic strain-induced transformation of austenite to ferrite, the driving force for nucleation and growth of ferrite in the austenite region comes from the deformation (i.e. reduction) and the composition. Decreasing the carbon content increases the equilibrium transformation temperature and the Ar3 for low carbon steels. Hence, for a given state of the austenite, it would be expected that transformation of ferrite will occur at a higher temperature and faster rate for a lower carbon content. A simple explanation for DSIT is that the

udeo DSIT feritnih zrna se povećava sa povećanjem deformacije (tj. povećanjem temperature Ar3) u ranoj fazi transformacije u oblasti II. Ovo povećava učestalost DSIT feritnih zrna kao funkciju deformacije u ranoj fazi transformacije, koja time kontroliše ogrubljenje feritnih zrna tokom naknadnog deformacionog hlađenja.[11]) Ovo doprinosi rafinaciji feritnog zrna sa povećanjem deformacije u oblasti II.

Oblast III: formiranje ultrafinozrnog ferita

Izvan datog stanja, zapreminski udeo poligonalnog ferita i veličine feritnog zrna u površinskom sloju ne menja se značajno za sve čelike. Dobijena veličina zrna ferita je samo 1–2 μm. Zaista, brzina ogrubljenja je nezavisna od deformacije u oblasti III. To sugeriše da se zapreminski udeo DSIT ferita i njegova raspodela u ranoj fazi transformacije ne menjaju značajno iznad $\varepsilon_{\text{"C", UFF}}$.. To dovodi do konstantne konačne veličine zrna ferita u ovoj oblasti..

Iako sadašnji rad potvrđuje da je formiranje UFF-a nezavisno od sastava čelika, kritične deformacije za formiranje DSIT ferita i UFF-a značajno su izmenjeni sadržajem ugljenika. Predloženo je da se efekat sadržaja ugljenika u odlaganju kritičnih deformacija za formiranje DSIT-a i UFF-a može objasniti vrednošću energije slaganja grešaka (SFE), prethodnom veličinom zrna austenita i hemijskom pokretačkom snagom za dinamičku transformaciju ferita. Iako je pokazano da parametar SFE ima jak uticaj na ponašanje metala i legura tokom deformacije, 12) Charnock i dr. [13)] su dokazali da sadržaj ugljenika (0,005–0,83% mas) nema značajan uticaj na SFE. Dobro je utvrđeno da je broj intragranularnih defekata nastalih tokom deformacije povećan sa povećanjem veličine zrna austenita.[14)] Nedavna studija [10)] je pokazala da je $\varepsilon_{\text{C, DSIT}}$ značajno smanjen (od 0.5 do 0.1) sa povećanjem veličine prethodnog zrna austenita (od 14 do 80 μm),tako da je to izazvalo malu promenu $\varepsilon_{\text{C, UFF}}$. S obzirom da je veličina zrna prethodnog austenita veća od 120 μm u ovoj studiji, malo je verovatno da veličina zrna prethodnog austenita može imati značajan uticaj na ove kritične deformacije. Tokom transformacije izazvane dinamičkom deformacijom austenita u ferit, pokretačka sila za nastanak i rast ferita u oblasti austenita dolazi od deformacije (tj. redukcije-sažimanja) i sastava. Smanjenje sadržaja ugljenika povećava ravnotežnu temperaturu transformacije Ar3 kod nisko-ugljeničnih čelika. Dakle, za dato stanje austenita, moglo bi se očekivati da će se transformacija ferita odvijati pri višoj temperaturi i većoj brzini za niži sadržaj ugljenika. Jednostavno objašnjenje za DSIT je da se Ar3 povećava tokom

Ar3 increases during deformation with increasing strain until reaches the temperature of the deformation. From this it would be expected that a higher Ar3 before deformation will allow this condition to be met at a lower strain. Hence, it is likely that with an increase in carbon content, the reductions required for dynamic ferrite transformation and later UFF formation would be increased (i.e. nucleation and growth of ferrite). This supports the decrease in the critical strain for UFF formation in čelik A from 1.2 (for čelik C) to 0.6.

5. Conclusions

(1) There were a number of important microstructural features as a function of strain through single-pass rolling and subsequent air cooling of the wedge samples. Based on the observation, three regions were determined as follows: Region I: no dynamic strain-induced transformation Region II: dynamic strain-induced transformation Region III: ultrafine ferrite grain formation

(2) There were two critical strains for DSIT ferrite and ultrafine ferrite formation.

(3) The carbon content has shown a significant effect on these critical strains. The critical strains were postponed to a higher value with an increase in the carbon content.

(4) The effect of carbon content in postponing the critical strains for DSIT and UFF formation could be explained by the chemical driving force for dynamic ferrite transformation.

Acknowlagements

This work was supported by the Australian Research Council. The technical assistance of J. Whale and R. Pow is gratefully acknowledge. H. Beladi also acknowledges the support of a Deakin University research scholarship.

deformacije sa povećanjem deformacije dok ne dostigne temperaturu deformacije. Iz ovoga se može očekivati da će veći Ar3 pre deformacije omogućiti da se ovo stanje zadovolji pri manjoj deformaciji. Prema tome, verovatno je da će se sa povećanjem sadržaja ugljenika povećati potrebno sažimanje za dinamičku transformaciju ferita i kasnije formiranje UFF-a (tj. nastajanje i rast ferita). Ovo podržava smanjenje kritične deformacije za formiranje UFF-a u čeliku A sa 1,2 (za čelik C) na 0,6.

5. Zaključci

(1) Postojala su brojna značajna mikrostrukturna svojstva kao funkcija deformacije kroz jednostepeno valjanje i naknadno hlađenje na vazduhu uzoraka klina. Na osnovu posmatranja, tri oblasti su određene na sledeći način:
Oblast I: nema dinamičke transformacije izazvane deformacijom Oblast II: dinamička transformacija izazvana deformacijom Oblast III: formiranje ultrafinozrnog ferita

(2) Postojala su dve kritične deformacije za DSIT ferit i formiranje ultrafinozrnog ferita.

(3) Sadržaj ugljenika je pokazao značajan uticaj na ove kritične deformacije. Kritične deformacije su pomerene na veću vrednost s povećanjem sadržaja ugljeniika.

(4) Uticaj sadržaja ugljenika u odlaganju kritičnih deformacija za formiranje DSIT-a i UFF-a mogao bi se objasniti hemijskom pokretačkom snagom za dinamičku transformaciju ferita.

Zahvalnost

Ovaj rad je podržan od strane Australian Research Council. Na tehničkoj pomoći J. Vhale-a i R. Pov-a smo veoma zahvalni. H. Beladi takođe zahvaljuje na podršci za stipendiju Deakin univerziteta

References

Literatura

1) R. Priestner: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, ed. by A. J. DeArdo, G. A. Ratz and P. J. Wray, (TMS-AIME, Warrendale, PA, 1981) 455–466.
2) J. H. Beynon, R. Gloss and P. D. Hodgson: Mater. Forum 16 (1992) 37–42.
3) P. D. Hodgson, M. R. Hickson and R. K. Gibbs: Scr. Mater. 40 (1999) 1179–1184.
4) M. R. Hickson, R. K. Gibbs and P. D. Hodgson: ISIJ Int. 39 (1999) 1176–1180.
5) H. Yada, C. M. Li and H. Yamagata: ISIJ Int. 40 (2000) 200–206.
6) R. Priestner, Y. M. Al-Horr and A. K. Ibraheem: Mater. Sci. Technol. 18 (2002) 973–980.
7) X. J. Zhang, P. D. Hodgson and P. F. Thomson: Mater. Process. Technol. 60 (1996) 615–619.
8) D. A. Porter and K. E. Easterling: Phase Transformations in Metals and Alloys, (2nd ed., London, Chapman & Hall, 1992).
9) R. F. Mehl and C. A. Dube: Phase Transformations in Solids, (John Wiley, New York, 1951).
10) H. Beladi, G. L. Kelly, A. Shokouhi and P. D. Hodgson: Mater. Sci. Eng. A 367 (2004) 152–161.
11) H. Beladi, A. Zarei-Hanzaki, G. L. Kelly and P. D. Hodgson: Mater. Sci. Technol. 20 (2004) 213–220.
12) B. Bay, N. Hansen, D. A. Hughes and D. Kuhlmann-Wilsdorf: Acta Metall. Mater. 40 (1992) 205–219.
13) W. Charnock and J. Nutting: Metal Sci. J. 1 (1967) 123–127.
14) R. Bengochea, B. Lopez and I. Gutierrez: ISIJ Int. 39 (1999) 583–591