# Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co

F. Vodopivec", D. Gnidovec", M. Kmetič". A. Rodič<sup>\*2</sup> in B. Breskvar<sup>\*2</sup>

UDK: 620.186:621.771.016.2:539.52:669.15'25'26 ASM/SLA: M28k, F23, F2, 3-70, SSb

Mikrostruktura po vročem valjanju in duktilnost železove zlitine z 29 % Cr in 11 % Co.

Opredeljen je proces izločanja deformacijske utrditve pri vroči deformaciji zlitine z valjanjem. Utrditev se izloča s popravo, ki ji sledi poligonizacija in »in situ« rekristalizacija, če tega razvoja ne zaustavi interkristalna precipitacija karbidov. Zato je evolucija mikrostrukture odvisna od količine ogljika v trdni raztopini v a fazi med deformacijo. Duktilnost pri temperauri ambienta dosežemo, če zadržimo nekaj prostih deformacijskih napak v kristalni mreži.

# 1. UVOD IN CILJ DELA

Zlitina železa s ca. 30 % Cr, 10,5 % Co in dodatkom elementov za stabilizacijo a faze se uporablja za permanentne magnete s srednjimi magnetnimi lastnostmi. Skombinacijo termične obdelave brez magnetnega polja in deformacije se dosega magnetna anizotropija (1, 2. 3. 4 in 5).

Po vročem valjanju s temperature 1200° C v več vtikih s parcialno deformacijo 20 do 25 % dobi tehnična zlitina mikrostrukturo iz podolgovatih zrn α faze (slika 1). Ta mikrostruktura ne zagotavlja dobrih magnetnih lastnosti, remanenca namreč kontinuirno raste, ko se dviga tem-



#### Slika 1

Pov. 50 x : Mikrostruktura zlitine z 29,1 % Cr. 10,9 % Co in 0.021 % C, ki je bila v 7 vtikih izvaljana na debelino 15 mm z začetno temperaturo 1200° C

#### Fig. 1:

Magn. 50 x : Microstructure of the alloy with 29.1 % Cr, 10.9 % Co and 0.021 % C which was in 7 passes rolled to 15 mm thickness at initial temperature 1200° C

dr. Franc Vodopivec, dipl. ing. met. - Metalurški inštitut Ljubljana

Metalurški inštitut Ljubljana Originalno publicirano: ZEZB 24 (1990)2

Rokopis sprejet: januar 1990

peratura žarjenja (5). Pri temperaturi okoli 1000°C mikrostruktura s slike 1 rekristalizira v poligonalna zrna (5) in zlitina postane nagnjena k deformaciji z dvojčenjem, zelo krhka in se ne da deformirati s hladnim vlečenjem. Primarni cilj tega dela je bil zato ugotoviti, ali je mogoče s kombinacijo vročega valjanja in ohlajanja ustvariti duktilno mikrostrukturo, ki bi zagotovila sprejemljive magnetne lastnosti in bi zato postalo nepotrebno visokotemperaturno žarjenje po valjanju. Drugi cilj je bil opredeliti mehanizem izločanja deformacijske energije iz materiala med procesom vročega valjanja.

#### 2. EKSPERIMENTALNO DELO

Za raziskavo je bilo uporabljenih več zlitin železa s ca. 29 % Cr in 11 % Co. V zlitinah so ogljik, mangan in dušik neželjene nečistoče, nekateri sekundarni elementi pa namerno legirani. Vsebnost ogljika in mangana je pod nivojem, ki je v ref.6 in 7 ocenjen kot škodljiv za magnetne lastnosti.

Vse zlitine smo vlili v bloke s presekom 60 x 60 mm in prevaljali v lamelo z debelino 16 mm. Iz nje smo narezali prizmatične in klinaste vzorce, ki smo jih nato v enem vtiku z deformacijo do ca. 80 % izvaljali pri tempe-raturah med 1250 in 1070° C. Pri valjanju v 7 vtikih je pri začetni temperaturi 1200°C končna temperatura dosegla ca. 920° C.

# 3. MEHANSKE LASTNOSTI PO VALJANJU

Na sliki 2 je prikazana odvisnost med deformacijo v enem vtiku in mehanskimi lastnostmi za eno od zlitin. Podobne so bile lastnosti pri drugih zlitinah. Trdnost in meja plastičnosti sta po ohladitvi na zraku zelo podobni kot po gašenju v vodi, je pa zelo velika razlika v duktilno-



Vpliv deformacije z valjanjem v enem prehodu na lastnosti zlitine s slike 1

#### Fig. 2:



92



Silka 3 Pov. 100 × : Prelom zlitine s slike 1 po valjanju z redukcijo 60 % v enem vtiku in ohladitvi na zraku

Fig. 3: Magn. 100 × : Fracture of the alloy in Fig. 1 after rolling at reduction 60 % in single pass and cooling in air

sti. Po gašenju sta kontrakcija in razteznost mnogo večja kot po ohladitvi na zraku. Gašena zlitina ima precejšnjo duktilnost že od najmanjše deformacije in nato postopoma raste, hitrejša je rast med deformacijo 40 in 60 %. Na zraku ohlajena zlitina je krhka do deformacije ca. 80 %, ko se izenači z duktilnostjo po gašenju. Pri majhni duktilnosti je bil v vseh primerih prelom krhek in transkristalen z jasno razpoznavno obliko od deformacije sploščenih zrn (**slika 3**), pri veliki duktilnosti pa duktilen in znova transkristalen. Pri vmesnih duktilnostih, ki so bile dosežene z žarjenjem pri okoli 1000° C, je bil prelom mešan, zmes krhke in duktilne transkristalne propagacije.

Źlitina, izvaljana v več vtikih in z mikrostrukturo na sliki 1, ima podobno duktilnost kot po gašenju s temperature valjanja in majhni deformaciji (5). Duktilnost počasi raste, ko se dviga temperatura žarjenja, približno pri ca. 1000°C pa skokoma pade in pojavi se krhkost, povezana z mikrostrukturo rekristalizacije.

#### 4. MIKROSTRUKTURA PO VALJANJU

Mikrostruktura po valjanju v več vtikih je prikazana na sliki 1. Po močnejšem jedkanju se razloči v matičnih zrnih poligonizacijska podstruktura.

Po valjanju v enem vtiku se je sprememba mikrostrukture kazala v dveh oblikah: z večanjem sploščenosti matičnih zrn ter z naraščanjem stopnje in urejenosti podstrukture poligonizacije. Pri majhni deformaciji se poligonizacijska podstruktura kaže v obliki krivih črt, včasih povezanih v začetek mreže. V naslednji stopnji je nastala podstruktura z neenakomerno in nepopolno mrežo (slika 4). Pri veliki deformaciji je bila poligonizacijska mreža bolj popolna in enakomerna, poligonizacijska for (slika 5).



#### Slika 4

Pov. 100 ×: Mikrostruktura zlitine z 29 % Cr, 10,1 % Co, 0,021 % C in 0,15 % Ti, ki je bila izvaljana v enem vtiku z deformacijo 30 % pri 1200° C in gašena

#### Fig. 4:

Magn. 100 × : Microstructure of the alloy with 29 % Cr. 10.1 % Co, 0.021 % C, and 0.15 % Ti rolled in one pass with deformation 30 % at 1200° C, and guenched



#### Slika 5

pov. 200 × : Mikrostruktura zlitine s slike 4, ki je bila izvaljana v enem vtiku z deformacijo 70 % pri 1200° C in gašena

# Fig. 5:

Magn. 200 x : Microstructure of the alloy in Fig. 4 rolled in one pass with deformation 70 % at 1200°C, and quenched

Pri deformacijah nad 70 %, ko dobi zlitina veliko duktilnost tudi po ohladitvi na zraku, je mikrostruktura enaka po obeh načinih ohlajanja. V srednji tretjini valjanca je sloj močno sploščenih matičnih zrn z močno razvito poligonizacijsko podstrukturo, proti površini sledi sloj poligonalnih »rekristaliziranih« zrn in ob površini je sloj matičnih zrn, ki so manj sploščena kot v srednji tretjini (slika 7). Med poligonalnimi zrni so otočki s poligonizacijsko podstrukturo (slika 8). Ostanke poligonizacijske podstrukture najdemo tudi v posamičnih poligonalnih zrnih (slika 9). Na sliki 10 je prikazano, kako se spreminja sploščenost matičnih zrn v obpovršinskem sloju z oddaljenostjo od površine valjanca. Sploščenost, izražena je kot razmerje med dolžino in debelino zrn, se hitro veča v sloju ob površini, katerega debelina zraste od ca. 0,7 mm pri 15 % do 0,85 mm pri 59 % deformacije. Dalje proti notranjosti se oblika zrn še vedno spreminja, vendar mnogo počasneje. Močan gradient v sploščenosti matičnih zrn v zunanji plasti je posledica gradienta deformacije zaradi ohlajanja valjanca ob dotiku z valji. To seveda pomeni, da mikrostrukture v obpovršinskem





Pov. 3000 × : S karbidnimi precipitati dekorirane meje poligonizacijskih zrn. Zlitina s slike 4, deformirana 40 % z valjanjem v enem prehodu pri 1200° C in gašena

# Fig. 6:

Magn. 3000 × : With carbide precipitates decorated boundaries of polygonized grains. The alloy in Fig. 4, deformed for 40 % by rolling in single pass at 1200° C, and quenched



Slika 7

Pov. 30 × : Oblika zrn na preseku zlitine z 0,018 % C in 0,15 % Ti, ki je bila izvaljana v enem vtiku z deformacijo 80 % pri temperaturi 1200° C in gašena

#### Fig. 7:

Magn. 30 x : Shape of grains on the cross section through the alloy with 0.018 % C and 0.15 % Ti which was rolled in single pass with deformation 80 % at 1200° C, and quenched

sloju ni mogoče upoštevati pri analizi procesa izločanja deformacijske energije.

Valjanje v več vtikih s stopnjo deformacije 20 do 30 % na vtik ustvari mikrostrukturo iz podolgovatih zrn. Pri preizkusih valjanja prizmatičnih in klinastih vzorcev pa je nastala podobna ali pa heterogena mikrostruktura. Lahko torej ugotovimo, da z valjanjem in ohlajanjem po njem ni mogoče ustvariti mikrostrukture, ki bi bila sprejemljiva s stališča magnetnih lastnosti.

# 5. MEHANIZEM IZLOČANJA DEFORMACIJSKE UTRDITVE

Razpon časa od trenutka valjanja do gašenja je bil največ 2 sek., zato je mikrostruktura po gašenju produkt



Slika 8 Pov. 200 × : Detaji s področja poligonalnih zrn na sl. 7 Fig. 8:

Magn. 200 × : Detail from the region of polygonal grains in Fig. 7



Slika 9 Pov. 500 × : Detajl s slike 8 Fig. 9: Magn. 500 × : Detail.from Fig. 8



#### Slika 10

Zlitina s slike 1. Razmerje med dolžino in debelino sploščenih matičnih zrn v odvisnosti od razdalje od površine zlitine z 0,018 % C in 0,15% Ti

Fig. 10:

Alloy from Fig. 1. Length/thickness ratio of flattened parent grains depending on the distance from the surface of the alloy with 0.018 % C and 0.15% Ti



Slika 11 Pov. 1500 × : Poligonizirano področje med poligonalnimi zrni. Detajl slike 7 Fig. 11:

Magn. 1500 × : Polygonized region between polygonal grains. Detail of Fig. 7

procesov med deformacijo in takoj po njej. V valjancih, ki so bili ohlajeni na zraku, se je proces preurejanja mikrostrukture lahko nadaljeval še nekoliko dlje, vendar ne mnogo, zato ker je temperatura že v ca. 2 min. padla pod ca. 800° C. Po obliki mikrostrukture sklepamo, da je poprava, katere mikrostrukturni znak je poligonizacija, osnovni mehanizem zmanjševanja deformacijske utrditve. Popravo spremlja z majhnim časovnim zamikom precipitacija karbidne faze. Ta precipitacija je tem močnejša, čim več je v zlitini ogljika, in je posebej izrazita v poligoniziranih delih mikrostrukture (**slika 11**).

To je dokaz, da tvorba karbidov nekoliko zaostaja za popravo in količina ogljika, oziroma drugače povedano, tvorba karbidne faze, vpliva na kinetiko in mikromorfologijo poligonizacije. Poligonalna oblika zrn v vmesni tretjini valjanca na sliki 7 navaja na razlago, da so produkt statične rekristalizacije takoj po deformaciji. Te razlage ne potrjuje dejstvo, da najdemo v posamičnih od teh zrn še ostanke poligonizacijske strukture (slika 9). To je dokaz, da poligonalna oblika zrn ni produkt napredovanaj širokokotne rekristalizacijske meje v deformiranem matriksu, kar je osnova procesa statične rekristalizacije. Drugi argument, ki je proti razlagi o statični rekristalizaciji, je dejstvo, da se posamične skupine poligonalnih zrn najdejo v zlitini z 0,021 % C že pri deformaciji 50 %. Najmočnejši argument, ki govori o tem, da poligonalna zrna niso proizvod statične rektistalizacije, pa je dejstvo, da smo pri klinastih vzorcih iz zlitine z 0,018 % C in 0,15 % Ti, ki so bile izvaljane v razponu temperature od 1250 do 1170° C, poligonalna zrna našli že pri deformaciji okoli 20 %. Pri tej deformaciji in večji je bila mikrostruktura valjancev iz klinastih vzorcev taka kot na sliki 7, torej močno sploščena matična zrna v sredini, poligonalna zrna v vmesnem sloju in manj sploščena zrna v plasti ob površini valjanca.

Na sliki 12 je prikazana odvisnost med temperaturo valjanja v enem vtiku in velikostjo poligonalnih zrn na



#### Slika 12

Odvisnost med recipročno temperaturo v \*K in številom rekristaliziranih zrn na enoto površine (NG) za 4 stopnje deformacije. Zlitina z 0,018 % C in 0,15 Ti, izvaljana v klinastih preizkušancih

#### Fig. 12:

Relationship between reciprocal temperature in K and the number of recrystallized grains per unit surface (NG) for 4 various deformation degrees. The alloy with 0.018 % C and 0.15 % Ti, rolled in wedge test pieces



# Slika 13

Odvisnost med trdoto in razdaljo od površine na vzorcu z mikrostrukturo preseka, kot na sliki 7;

- Dp pas deformiranih zrn ob površini
- Rp pas poligonalnih zrn
- Ds pas deformiranih zrn v sredini

Fig. 13: Relationship between the hardness and the distance from the surface of the sample with microstructure as in Fig. 7

- Dp band of deformed grains along the surface
- Rp band of polygonal grains
- Ds band of deformed grains in the centre

klinastih preizkušancih. Aktivacijska energija, izračunana iz temperature odvisnosti, znaša 58 kJ/mol, kar je zelo malo v primerjavi z vrednostmi, ki jih literatura navaja za samodifuzijo v železu z  $\alpha$  kristalno mrežo. Trdota je po preseku klinastih ali prizmatičnih valjancev s troslojno mikrostrukturo skoraj praktično enaka (**slika 13**). Torej je proces izločanja deformacijske utrditve enako učinkovit, ne glede na morfologijo mikrostrukture po valjanju.

# 6. RAZLAGA RAZLIKE V DUKTILNOSTI

Med ohlajanjem z gašenjem in na zraku ni, razen v zlitini z visokim ogljikom, razlike v mikrostrukturi, ki bi jo lahko razločili v optičnem in v rasterelektronskem mikroskopu. Slika 2 pa kaže, da je med obema zelo velika razlika v duktilnosti, dokler se pri veliki deformaciji ne pojavi sloj poligonalnih zrn. Razlika v duktilnosti ni v zvezi z dekoracijo kristalnih mej in mej poligonizacijskih zrn s karbidnimi precipitati. Prelom je namreč po ohladitvi na zraku krhek in transkristalen in v njem nastopajo kot enote cepljenja sploščena matična zrna (slika 3). Sicer pa so pri nizkem ogljiku meje podobno dekorirane s precipitati po gašenju in po ohladitvi na zraku, pa je vendarle velika razlika v duktilnosti pri deformacijah do ca. 80 %.

Hitra ohladitev prepreči, da bi poprava oz. poligonizacija dosegla po gašenju enako stopnjo, kot pri ohladitvi na zraku. Lahko torej sklepamo, da po gašenju kristalna mreža zadrži v matičnih zrnih večjo koncentracijo napak, ki jih je vanjo vnesla deformacija, kot pri ohladitvi na zraku. Predpostavljamo, da prav te napake povečajo duktilnost, zato ker olajšajo deformacijo z drsenjem. Dejstvo, da tudi po ohladitvi na zraku duktilnost postopoma narašča z deformacijo, to razlago potrjuje. Z večjo stopnjo deformacije se namreč ustvari v kristalni mreži več napak in poveča hitrost ohlajanja tanjšega valjanca.

Skokovito povečanje deformabilnosti po deformaciji 80 % in ohladitvi na zraku pripisujemo prisotnosti poligonalnih zrn v delu materiala. Če bi šlo samo za vpliv povečanega števila prostih napak v kristalni mreži, povečanje duktilnosti ne bi bilo skokovito, saj na primer v debelini valjanca in v gostoti napak, ki jih vnese v mrežo 70 in 80 % deformacija, ne more biti večje razlike, kot na primer med 50 in 70 %. Drobna poliedrična zrna torej inicirajo deformacijo z drsenjem in zagotovijo duktilnost v hladnem.

# 7. MEHANIZEM NASTANKA POLIGONIZIRANIH ZRN

Eksperimentalni izsledki kažejo, da poligonalna zrna, ki jih najdemo po ca. 80 % deformaciji prizmatičnih vzorcev z valjanjem v zlitini z 0,021 % C in v zlitini z 0,018 C ter 0,15 %. Ti pri nižji deformaciji, niso proizvod klasične statične rekristalizacije. Ta se izvrši z napredovanjem širokokotnih kristalnih mej iz kali novih zrn, ki nastanejo na mejah matičnih deformiranih zrn (8). Za tako mejo ni ostankov poligonizacije, ki jih vidimo na sliki 9. Tudi ni mogoče s širjenjem takih mej razložiti nastanka mikrostrukture na **sliki 15**, kjer je večina poligonalnih zrn znotraj istega matičnega sploščenega zrna.

S slik 7, 14 in 15 sklepamo, da se pojavi mikrostruktura iz enakomernih poligonalnih zrn, kakršno prikazujejo na primer slike 8, 9 in 16, v srednji plasti vzorca na sliki 7 le, če poligonizacijska zrna zrastejo, preden migracijo poligonizacijskih mej zaustavijo karbidni precipitati. Lahko torej sklepamo, da je poligonalna mikrostruktura na sl. 7, 8, 9, 14 in 16 proizvod »in situ« rekristalizacije, torej rekristalizacije z rastjo poligonizacijskih



#### Slika 14

Pov. 200 x : Zlitina z 0,018 % C in 0,15 % Ti, izvaljana z deformacijo 40 % pri 1170° C in gašena. Sredina valjanca

#### Fig. 14:

Magn. 200 × : The alloy with 0.018 % C and 0.15 % Ti rolled at deformation of 40 % from 1170° C, and quenched. The centre of rolling



Slika 15 Pov. 200 × : Ista zlitina kot sl. 14. Področje poligonalnih zrn Fig. 15: Magn. 200 × : The same alloy as in Fig. 14. Region of polygonal

grains 200 × 1 The same alloy as in Fig. 14. Region of polygonal grains



#### Slika 16

Pov. 200 × : Zlitina s slike 15, izvaljana pri 1250° C s 60 % deformacije. Področje poligonalnih zrn

#### Fig. 16:

Magn. 200 × : The alloy from Fig. 15, rolled at 1250° C with 60 % deformation. Region of polygonal grains

zrn. S kemično analizo vzorcev, ki so bili izvaljani iz prizmatičnega surovca z deformacijo 80 % in iz klinastih surovcev in so imeli troslojno mikrostrukturo podobno tisti na sliki 7, smo ugotovili, da ni izcejanja osnovnih elementov in nečistoč. Na primer na vzorcu na sliki 7 je bila vsebnost ogljika v vseh treh pasovih mikrostrukture 0,018 %.

Mikrostruktura kaže, da potekata v deformiranem metalu dva procesa, poprava in precipitacija karbidne faze. Najprej se začne poprava in v mikrostrukturi jo vidimo v drugi stopnji kot poligonizacijsko podstrukturo, ki je tem bolj urejena, čim kasneje je precipitacija karbidne faze blokirala poligonizacijske meje. Pri veliki deformaciji na vtik z valjanjem so v 15 mm prizmatičnem vzorcu iz zlitine z 0,018 % C doseženi v nekem vmesnem sloju med sredino in površino taki pogoji, da je mogoče pred precipitacijo karbidov po mejah nastanek velikih in enakomernih poligonizacijskih zrn, torej nastanek poligonalne rekristalizirane mikrostrukture brez vidnih ostankov mej matičnih zrn. V sredini istega vzorca, kjer sta bili višja temperatura in večja deformacija, pa se proces rasti poligonizacijskih zrn hitro zavre zaradi precipitacije karbidne fraze, zato ne zrastejo poligonalna zrna. Če je v zlitini manj ogljika v raztopini v α fazi, je več časa za rast poligonizacijskih zrn, ker je nižja temperatura topnosti karbidne faze. Zato v zlitini z 0,018 % C in 0,15 % Ti, kjer je velik del ogljika vezan v stabilni titanov karbonitrid, nastanejo poligonalna zrna že pri mnogo nižji, ca. 20 % deformaciji. Pa tudi v tem primeru je v sredini valjanca mikrostruktura iz sploščenih in močno poligoniziranih matičnih zrn. Velja torej, da je razvoj enakomernih poligoniziranih zrn mogoče le, če ga ne prehiti izločanje karbidov po mejah.

Poprava s poligonizacijo je zelo učinkovit proces za izločanje deformacijske energije, zato se trdota ne spremeni pomembno z nastankom rekristalizirane mikrostrukture. To kaže, da gonilna sila za »in situ« rekristalizacijo ni deformacijska utrditev, temveč velika notranja energija kristalne mreže s poligonizacijsko predstrukturo. Po sedaniih izsledkih sodeč, kaže naiboli upravičeno, da heterogenost mikrostrukture, ki jo prikazuje



# Slika 17

Odvisnost med stopnjo deformacije in širino sloja rekristaliziranih zrn za različne temperature valjanja klinastih preiskušancev

Fig. 17:

Relationship between the degree of deformation and the width of the layer of recrystallized grains for various rolling temperatures in rolling wedge test pieces

sl. 7, torej delno rekristalizacijo, pripišemo podobnemu pospeševalnemu vplivu deformacije na popravo in izločanje v temperaturnem intervalu 1050-1250°C. Razmerje med hitrostjo obeh procesov je malo odvisno od deformacije, zato nastane rekristalizirani sloj v razponu deformacije 20 do 80 %. Širina rekristaliziranega sloja raste z naraščanjem deformacije in je enaka v razponu temperature med 1050 in 1170° C, pač pa večja po deformaciji pri 1250° C (slika 17). Razlika se razlaga z večio topnostjo in daljšo dobo, ko je bil vzorec nad temperaturo topnosti ogljika v α fazi.

#### SKLEPI

 S kontrolo procesa vročega valjanja in ohlajanja ni mogoče v zlitini železa s ca. 29 % Cr in 11 % Co, ki ima pri temperaturi deformacije α mrežo, ustvariti mikrostrukture iz enakomernih poligonalnih zrn, ki bi zlitini zagotovila dobre magnetne lastnosti;

2) S hitro ohladitvijo po vročem valjanju se v materialu ustvari mikrostruktura, ki je mnogo bolj duktilna, kot če se ohlajanje izvrši na zraku. V prvem primeru ostane v zlitini večja gostota deformacijskih napak, ki pri hladni deformaciji prepreči dvojčenje in krhkost. Večja duktilnost se doseže tudi z »in situ« rekristalizacijo po deformaciji nad 70 %;

 Mikrostruktura po vročem valjanju je rezultat dveh procesov: poprave s poligonizacijo in precipitacije karbidne faze iz prenasičene raztopine v α fazi. Oba procesa sta zelo hitra. V trenutku, ko so meje poligonizacijskih zrn dekorirane s karbidnimi precipitati, se proces rasti teh zrn ustavi. Mikrostruktura iz enakomernih poligonalnih zrn, ki so proizvod »in situ« rekristalizacije, torej rekristalizacije z rastjo poligonizacijskih zrn, nastane le, če se precipitacija karbidne faze začne z zadostnim zamikom. Zato se »in situ« rekristalizacija pojavi pri visoki deformaciji nad 70 % v zlitini z mnogo (0,021 %) oglika in že pri deformaciji ca. 20 % v zlitini z 0,018 % C in 0,15 % Ti.

4) Tekmovanje procesov poprave in precipitacije karbidne faze ustvarja na preseku valjancev heterogeno mikrostrukturo, pri čemer sredina, kjer sta najvišja temperatura in največja deformacija, ohrani mikrostrukturo iz močno poligoniziranih in deformiranih matičnih zrn.

#### LITERATURA:

- 1. H. Zijlstra: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 14, 1968, 661
- 2. B. C. Wonsievicz, J. T. Plewes in G. Chin: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 15, 1979, 950.
- 3. W. Erwens: Techn. Mitt. Krupp Forschungs Berichte 40, 1982, 109.
- S. Yin, N. V. Gayle in J. E. Bernardini: IEEE Transactions on
- Magnetics Mag. 16, 1980, 1050-1052. 5. F. Vodopivec, D. Gnidovec, B. Arzenšek in B. Breskvar: Železarski Zbornik 23, 1989, 73.
- M. L. Green, R. C. Sherwood, G. Y. Chin, J. H. Wernick in J. Bernardini: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 1053.
- 7. S. Yin in N. V. Gayle: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 526.
- F. Haessner and S. Hoffmann: Migration of high angle grain 8 boundaries; F. Haessner: Recrystallisation of Metallic Materials, Dr. Riedere Verlag GmbH, Stutgart, 1978.

#### ZUSAMMENFASSUNG

Nur das Grobkörnige Mikrogefüge aus poligonalen Körnern das beim Glühen auf 1200°C entsteht, sichert annehmbare magnetische Eigenschalten. Ein solches Mikrogefüge kann nicht durch das Warmwalzen und nachfolgendem Abkühlen erreicht werden. Mit dem Abschrecken aus der Warmwalztemperatur wird ein Mikrogefüge erreicht, das besser Verfombar ist als wenn das Abkühlen langsamer an der Luft erfolgt. Das Mikrogefüge nach dem Warmwalzen ist ein Ergebniss des Wettkampfes zweier Prozesse, der eine ist die Erholung die über Poligonisierten "in situ" Rekristalisation die poligonalen Körner bildet, der zweite ist die Ausscheidung einer Karbidphase an den Grenzen der poligonisiations und Körner. Im Zeitpunkt als die Korngrenzen mit den Karbidausscheidungen umgeben sind kommt das Wachstum der poligonisierten Körner zum Stehen und das poligonisierte Subgefüge ist stabili-

siert. Dieses Prozess ist um so schneller je grösser ist der Kohlenstoffgehalt in der harten Lösung während der Verformung. Das ist auch die Erklärung wozu eine rekristalisierte Form der Körner schon bei einem Verformungsgrad von 20 % in einem Walzstich in der Legierung mit 0,018 % C und 0,15 % Ti und über 70 % in der Legierung mit 0,021 % C auftritt. Der Wettkampf der Erholung und der Ausscheidung der Karbidphase ist die Ursache für die Entstehung heterogenen Mikrogefüges am Querschnitt der Legierung die in einem Stich warmgewalzt worden ist. Das Mikrogefüge in der Mitte der Probe besteht aus Langgestreckten Anfangskörnern mit einem starken poligonisierten Subgefüge abgesehen von dem Verformungsgrad von 20 bis 80 % und der Walztemperatur zwischen 1050 und 1250° C.

#### SUMMARY

Only coarse grained structure of polygonal grains formed in annealing at 1200° C ensures the acceptable magnetic properties. Such a microstructure cannot be attained by hot rolling and cooling after it. By quenching from the rolling temperature a more ductile microstructure is obtained than by cooling in air which is slower. Microstructure after hot rolling is the result of two competitive processes, one of which is recovery which creates polygonal grains by polygonization and in situ recrystallization, the second one is the precipitation of some carbide phase on the boundary of polygonizing and parent grains. In the moment when the boundaries are decorated with carbide precipitates, the process of the growth of polygonizad grains is stopped, and the polygonized substructure is stabilized. The process is the faster the higher is amount of carbon in the solid solution during deformation. This explains the appearance of recrystallized shape of grains already after deformation of about 20 % achieved in a single rolling pass with the alloy containing. 0,018 % C and 0,15 % Ti, while for alloy with 0,021 % C deformation of over 70 % is needed. The competition between the recovery and the precipitation of the carbide phase is the reason for the formation of heterogeneous microstructure on the alloy cross section which was hot rolled with a single pass. Microstructure in the centre of rolling is composed of elongated parental grains with highly polygonized substructure regardless to the degree of deformation in the range between 20 and 80 %, and to the rolling temperature between 1050° C and 1250° C.

#### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Только грубозернистая микроструктура из полигональных зерн, образующаяся при отжиге при 1200° Ц, обеспечивает приемлемые магнитные свойства. Такой микроструктуры не можна получить горячей прокаткой и охлаждением по ней. Тушением (более быстрым охлаждением) температуры прокатки получаем более дуктильную микроструктуру чем охлаждением на воздухе поскольку оно более медленное. Микроструктура после горячей прокатки является результатом "соревнования" двух процессов, одним из которых является улучшение, которое через полигонизацию и "ин ситу" рекристаллизацию создает полигональные зерна. Второй процесс есть преципитация одной карбидной фазы по пределе полигонизационных и основных зерн. В момент, когда пределы декорированы с карбиды, задерживается процесс рости полигонизированных зерн и полигонизационная субструктура стабилизируется. Этот, процесс является тем более быстры чем болше содержание углерода в твердом растворе между деформацией. Указанное является обоснованием того, почему рекристаллизированная форма зерн возникает уже при деформации около 20 % в одном проходе прокатки в сплаве с 0,018 % С и 0,15 % Ті и при деформации свыше 70 % в сплаве с 0,021 % С. "Соревнование" улучшения и выделения карбидной фазы яаляется причиной возникновения разнородной микроструктуры на поперечном разрезе сплава, горячекатанного в одном проходе. Микроструктура в середине прокатанного изделия состоится из основных продолговатых зерн с сильной полигонизационной субструктурой несмотря на степень деформации от 20 до 80 % и температуру прокатки в значении от 1050 до 1250° Ц.