

# Razvoj magnetne anizotropije v zlitini železa z 32 % Cr in 10,5 % Co, I

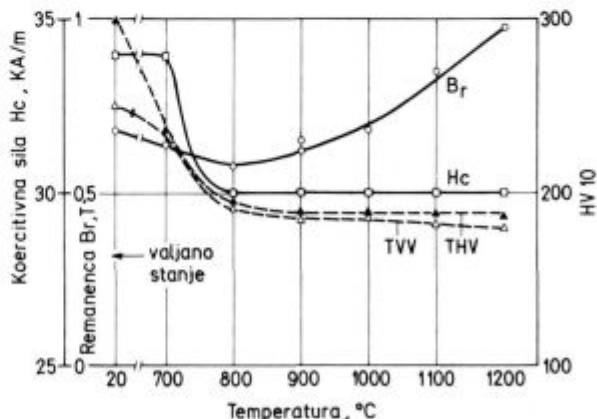
F. Vodopivec\*<sup>1</sup>, D. Gnidovec\*<sup>2</sup>, B. Arzenšek\*<sup>2</sup>  
M. Torkar\*<sup>2</sup> in B. Breskvar\*<sup>2</sup>

UDK: 538.21.004.12:669.018.58—15/—124.2  
ASM/SLA: P16, SGAn, 2—64, 3—68

S kombinacijo termične obdelave in deformacije z vlečenjem je bila dosežena magnetna anizotropija, dobre magnetne lastnosti in zelo pravokotna razmagnetilna krivulja. Optimum je bil dosežen po 30 min. sinodalni premeni pri 615° C. 50 do 60 % deformaciji z vlečenjem in končni termični obdelavi.

## 1. IZHODIŠČE IN CILJ RAZISKAVE

Od zlitin, ki se sedaj uporabljajo kot masovni in obdelovalni magnetni materiali, je zlitina železa za 28 % Cr in 10,5 % Co po sestavi med najcenejšimi. Lastnost permanentnega magnetizma dobi s termično obdelavo, pri kateri trdna raztopina kobalta in kroma v  $\alpha$  železu spinodalno, torej brez spremembe kristalne rešetke, razpade v dve fazi  $\alpha_1$  in  $\alpha_2$ , ki se razlikujeta po sestavi (1, 2). Sprejemljive magnetne lastnosti dosežemo s termično obdelavo brez magnetnega polja, še boljše lastnosti pa z obdelavo v magnetnem polju (3). V preteklih letih smo izvršili nekatere raziskave te zlitine, usmerjene predvsem v mehanizem spinodalne premene ter njeno interakcijo s procesi tvorbe karbidov, ki poteka v temperaturnem področju spinodalne premene (4). Dosegli smo tudi lastnosti, ki v izotropnem stanju ustrezajo tistim, ki jih naveda literatura (1, 2). Optimalne magnetne lastnosti dosežemo s kombinacijo termične obdelave in hladnega vlečenja, kar ustvarja aksialno usmeritev in podolgovato obliko spinodalnih faz (5). Po podatkih v tem viru je mogoče hladno deformacijo z vlečenjem izvršiti pri sobni temperaturi ali pa pri temperaturi 600° C, kar je nekoliko pod spinodalno temperaturo. Poizkus, da bi deformacijo z vlečenjem izvršili pri temperaturi ambienta, se je pokazal neuresničljiv, ker je bila zlitina zelo krhka in ni prenesla niti prehoda skozi prvo votlino. Po drugi strani pa nimamo možnosti, da bi vlečenje izvršili pri temperaturi 600° C kot nadaljšek prve stopnje procesa termične obdelave, ker ne moremo držati temperature v primerno ozkem intervalu. Po vročem valjanju ni mogoče doseči kombinacije zadostne duktilnosti in rekristalizirane mikrostrukture, ki je potrebna, da bi se dosegla zadostna remanenca (6). Na sliki 1 je prikazan vpliv temperature žarjenja zlitine z nazivno sestavo na remanenco, koercitivno silo in na trdoto po hladnem in po vročem valjanju. Koercitivna sila se hitro zmanjša, ko se zmanjša utrditev zaradi valjanja v vročem in v hladnem, remanenca pa raste s temperaturo žarjenja. Po vročem valjanju. Koercitivna sila se hitro zmanjša, ko se zmanjša utrditev zaradi valjanja v vročem in v hladnem, remanenca pa raste s temperaturo

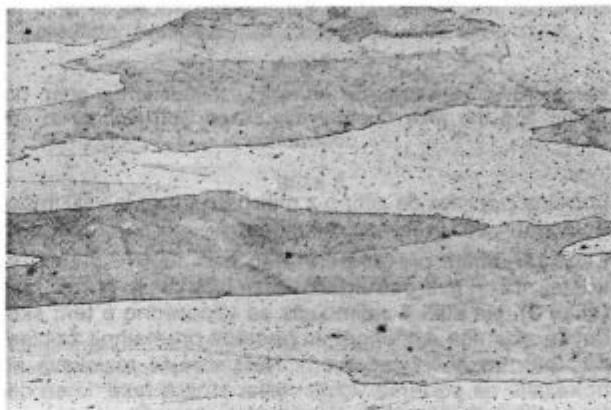


Slika 1.

Odvisnost med temperaturo žarjenja in trdoto, remanenco ( $B_r$ ), koercitivno silo ( $H_c$ ) in trdoto po vročem valjanju (TVV) in trdoto po hladnem valjanju (THV)

Fig. 1

Relationship between the annealing temperature and the hardness, the remanence ( $B_r$ ), the coercive force ( $H_c$ ), and the hardness after hot rolling (TVV), and the hardness after cold rolling (THV)



Slika 2.

pov. 50×: Mikrostruktura po vročem valjanju v 6 vtikih z začetno temperaturo 1200° C

Fig. 2

Magn. 50×: Microstructure after hot rolling in 6 passes and with the starting temperature 1200° C

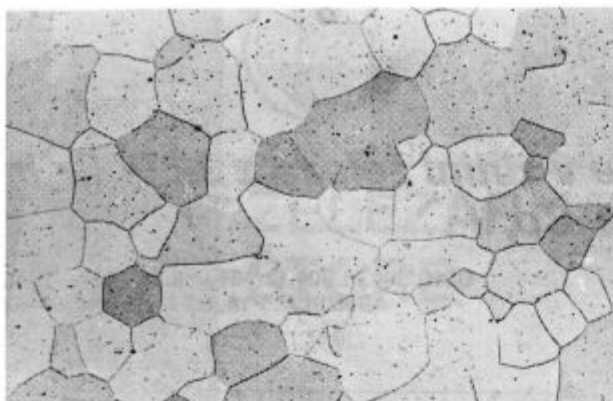
žarjenja. Po vročem valjanju ima zlitina mikrostrukturo iz podolgovatih zrn  $\alpha$  faze (slika 2), zato ker med valjanjem ne rekristalizira, proces mehčanja s popravo pa ne eliminira popolnoma deformacijske energije. Vendar pa ne-

\*<sup>1</sup> prof. dr. Franc Vodopivec, dipl. ing. met. — Metalurški inštitut, Ljubljana

\*<sup>2</sup> — Metalurški inštitut, Ljubljana

Originalno objavljeno: ŽEZB 23 (1989) 2

Rokopis prejet: januar 1989

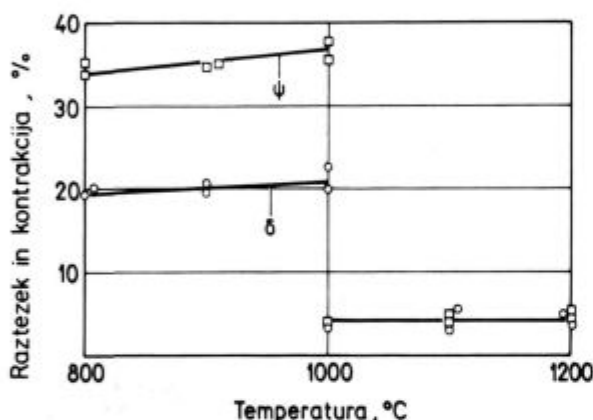


Slika 3.

pov. 50x: Mikrostruktura zlitine, ki je bila vroče izvaljana, žarjena 30 min. pri 1200°C in gašena

Fig. 3

Magn. 50x: Microstructure of the alloy being hot rolled, annealed 30 min. at 1200°C, and quenched



Slika 4.

Odnosnost med temperaturo žarjenja po vročem valjanju ter duktilnostjo zlitine, izraženo z raztezkom in kontrakcijo

Fig. 4

Relationship between the annealing temperature after hot rolling and the alloy ductility expressed with elongation and contraction

popolna poprava da zlitino z mikrostrukturo iz velikih podolgovatih zrn in dobro duktilnost.

Z žarjenjem pri temperaturah nad 1000°C zlitina rekristalizira v mikrostrukturo iz poligonalnih zrn  $\alpha$  faze (slika 3). Na sliki 4 vidimo, da se vzporedno s tem skokovito zmanjša duktilnost, ki postane premajhna za hladno deformacijo z vlečenjem. Natančnejše raziskave so pokazale, da so temu vzrok velika zrna  $\alpha$  faze, ki se deformirajo z dvojčenjem, ne pa z drsenjem. Po valjanju pri visokih temperaturah, ko se hitro izvršita procesa »in situ« rekristalizacije in mrežaste poligonizacije, je mogoče doseči primerno duktilnost samo z gašenjem, vendar pa v tem primeru nastane poligonizirana mikrostruktura, od katere ni pričakovati dobre remanence. Pot k rešitvi problema se je našla v vlečenju pri povišani temperaturi, ki je nad mejo, pri kateri se zlitina začne deformirati z drsenjem, vendar pa pod tisto, pri kateri lahko deformacija vpliva na spinodalno premeno. V tem sestavku poročamo o rezultatih, ki so bili doseženi po tem postopku. S kombinacijo termične obdelave in vlečenja smo dose-

gli magnetne lastnosti, ki daleč presegajo lastnosti ne-deformirane zlitine iste sestave in so lahko izhodišče za racionalno uporabo tega materiala.

## 2. LABORATORIJSKO DELO

Iz primarnih surovin je bila v laboratorijski indukcijski peči ost. železo izdelana zlitina s sestavo: 0,01 % C, 0,19 % Mn, 10,5 % Co in 32 % Cr. Količina nečistoč ogljika in mangana je bila pod mejo, ki jo priporoča literatura (7,8), vsebnost kroma pa je nekoliko nad ciljano 28 %, vendar še vedno sprejemljiva, ker je še v območju spinodalne premene sistema Fe-Cr-Co (2,9).

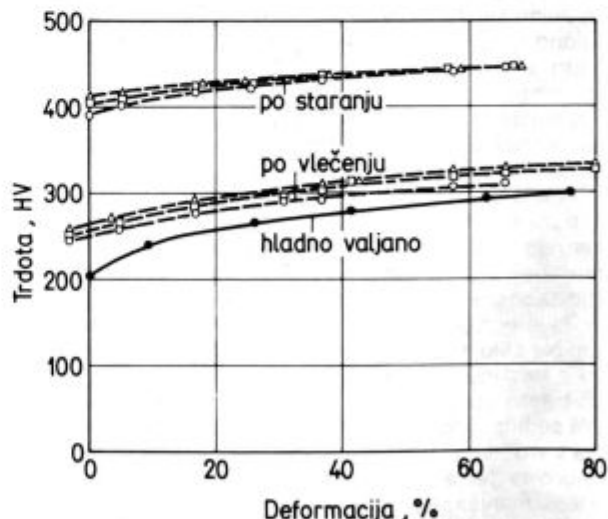
Oba bloka smo predelali z vročim valjanjem v platini z debelino 15 mm, iz njih z vzdolžnim rezanjem, struženjem in brušenjem izdelali palice; te smo homogenizirali pri 1200°C, gasili v vodi, izvršili prvo fazo toplotne obdelave pri 615°C, vlekli skozi votlice do deformacije 80 %, izvršili drugo fazo toplotne obdelave in izmerili magnetne lastnosti v radialni in v aksialni smeri.

## 3. REZULTATI DELA

### 3.1. Vlečenje pri povišani temperaturi

Na sliki 5 spodaj je prikazana odvisnost med stopnjo deformacije in trdoto. Pri enaki deformaciji je trdota treh vzorcev nekoliko različna zaradi različnega trajanja spinodalne premene. Čim daljši je čas zadržanja pri temperaturi spinodalnega razpada, tem večja je trdota. Vzrok je naraščanje razlike v sestavi med obema spinodalnima fazama (4). Zlitina, ki je bila deformirana z valjanjem, ni bila podvržena spinodalni premeni. Utrditev je enaka pri toplem vlečenju in pri hladnem valjanju. To je znak, da med vlečenjem kljub povišani temperaturi ni bilo poprave in tudi ne nadaljevanja spinodalnega razpada. V prvem primeru bi bila utrditev manjša, v drugem pa večja pri vlečenju kot pri valjanju.

Na sliki 5 zgoraj je prikazana trdota zlitine, ki je bila po različno dolgem zadržanju pri temperaturi spinodalne premene vlečena in končno termično obdelana. V primerjavi s trdoto po vlečenju je razlika presenetljivo velika, pa tudi odvisnost od deformacije je drugačna, kot na



Slika 5

Vpliv deformacije z vlečenjem in z valjanjem na trdoto po deformaciji in po končni toplotni obdelavi

Fig. 5

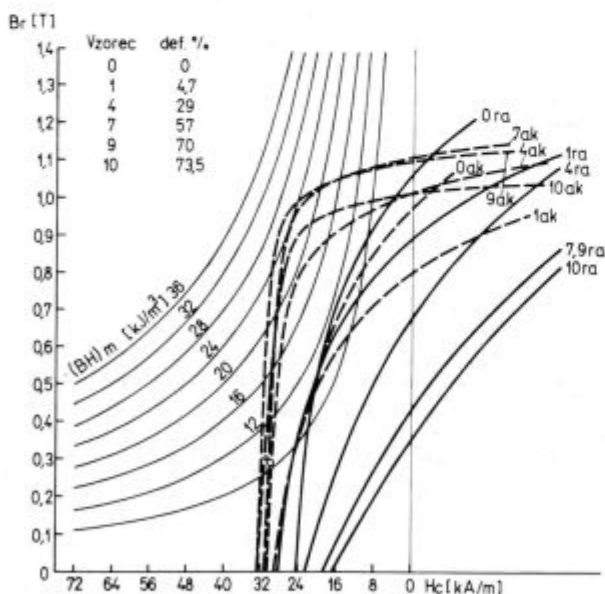
Influence of the deformation by drawing and by rolling on the hardness after deformation, and after final heat treatment

sliki 5, posebno je manjši narastek trdotne po majhni deformaciji. Pri vlečenju je trdota zrastle od ca. 250 na povprečno 325 HV, torej za 75 HV enot. Po končanem staranju pa je trdota med 400 in 445 Hv, kar je več, povprečno 150 za HV enot, razlika zaradi deformacije pa znaša le 45 HV enot. Iz tega sklepamo, da se med končno termično obdelavo nekoliko zmanjša utrditev zaradi hladne deformacije in da prevlada generiranje trdote med končno termično obdelavo zaradi nadaljevanja spinodalne preme.

3.2. Magnetne lastnosti

Na sliki 6 so prikazane razmagnetilne krivulje za serijo vzorcev, ki so bili zadržani 30 min. pri spinodalni temperaturi, vlečeni z različno deformacijo in nato končno toplotno obdelani. Razmagnetilna krivulja postaja pri aksialnem magnetenju vse bolj pravokotna, čim bolj raste stopnja deformacije z vlečenjem, medtem ko postaja pri radialnem magnetenju vse bolj poševna. Na sliki 7 vidimo, da raste pravokotnost razmagnetilne krivulje pri aksialnem magnetenju, ki smo jo izrazili z razmerjem med indukcijo pri 90 % koercitivne sile ( $B_{0,9Hc}$ ) in remanenco ( $B_r$ ) do deformacije ca. 70 %. Pri nadaljnji rasti deformacije postaja oblika razmagnetilne krivulje znova manj pravokotna. Pri magnetenju v radialni smeri postaja oblika razmagnetilne krivulje vse bolj trikotna z naraščanjem deformacije.

Na sliki 8 je prikazan vpliv deformacije z vlečenjem na magnetne lastnosti, koercitivno silo, remanenco in energijski produkt v aksialni in v radialni smeri. Remanenca v aksialni smeri se zmanjša z naraščanjem deformacije do ca. 10 %, nato raste in doseže maksimum pri ca. 50 % deformacije. Podoben je vpliv deformacije na energijski produkt, medtem ko koercitivna sila enako-

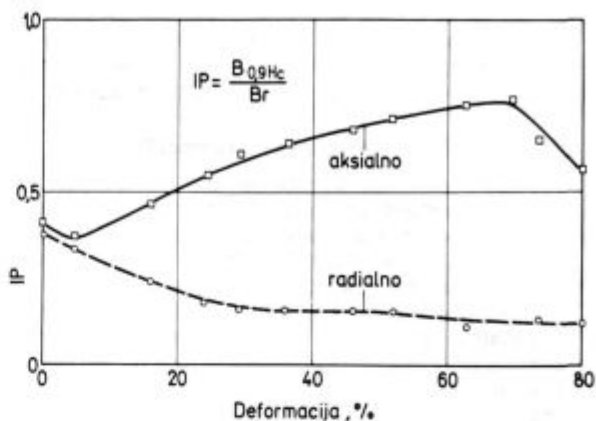


Slika 6.

Oblika razmagnetilne krivulje za aksialno in radialno magnetenje za različne stopnje deformacije z vlečenjem. Zlitina 1 po vlečenju in končno termično obdelana. AK-aksialna smer, radialna smer

Fig. 6

Shape of the demagnetizing curve for axial and radial magnetization for various degrees of deformation by drawing. Alloy 1 after drawing and as finally heat treated. AK — axial direction, ra-radial direction

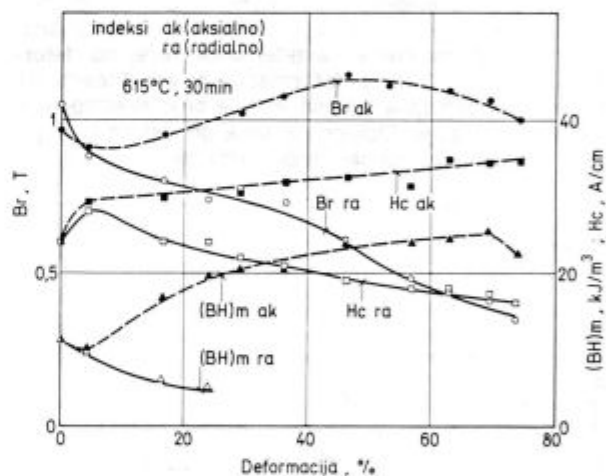


Slika 7.

Vpliv deformacije z vlečenjem na razmerje med indukcijo pri 90 % koercitivne sile in remanenco pri aksialnem in radialnem magnetenju. Zlitina 1 je bila 30 min. zadržana na temperaturi 615°C, deformirana s toplim vlečenjem in končno termično obdelana

Fig. 7

Influence of the deformation by drawing on the ratio between the induction at 90 % coercive force and the remanence at axial and radial magnetization. Alloy 1 was 30 min. held at 615°C, deformed by hot drawing, and finally heat treated



Slika 8.

Odvisnost med deformacijo s toplim vlečenjem in magnetnimi lastnostmi v aksialni (ak) in radialni (ra) smeri. Trajanje spinodalne preme 30 min. Br-remanenca, Hc-koercitivna sila, (BH)m-energijski produkt

Fig. 8

Relationship between the deformation by hot drawing and the magnetic properties in axial (ak) and radial (ra) direction. Duration of spinoidal transformation 30 min. Br-remanence, Hc-coercive force, (BH)m — energy product

merno raste z naraščanjem deformacije. Vse lastnosti v radialni smeri se zmanjšujejo z naraščanjem deformacije.

Če ocenjujemo material s stališča uporabnosti, je odločilna lastnost energijski produkt (BH)m. S tega stališča se pokaže najbolj primerna 50 do 60 % deformacija z vlečenjem. V tem primeru dosežemo naslednje magnetne lastnosti: Br nad 1,1 T, Hc nad 320 A/cm in (BH)m nad 24 kJ/m³. V primerjavi z izhodnim stanjem, torej z izotropno zlitino, pomeni to za ca. 10 % boljšo remanen-

co, za ca. 30 % boljšo koercitivno silo in za več kot 100 % večji energijski produkt. Upravičen je torej sklep, da se s kombinacijo termične obdelave in deformacije z vlečenjem pomembno izboljšajo magnetne lastnosti.

### 3.3. Anizotropija v magnetnih lastnostih

Po nekaterih virih so magnetne lastnosti odvisne od velikosti in od sestave spinoidalnih faz (1, 2, 5). V že objavljenem delu (4) smo pokazali, da sta velikost spinoidalnih faz in razdalja med njimi približno 20 nm, če zlitino zadržimo 30 min. na spinodalni temperaturi 615°C. Pri deformaciji z vlečenjem se spreminja oblika in porazdelitev spinoidalnih faz. Po spinodalni premeni so delci faze  $\alpha_2$  izotropno porazdeljeni v matriksu iz faze  $\alpha_1$ . Pri deformaciji se delci faze  $\alpha_2$  razvrščajo v osi vlečenja in se tudi podaljšajo (5). Z zmanjševanjem premera vlečene palice se zmanjšuje razdalja med delci faze  $\alpha_2$ , zmanjšuje pa se tudi presledek iz faze  $\alpha_1$  med njimi. To se odraža na magnetnih lastnostih, kar jasno kaže **slika 8**, zmanjšuje pa se tudi difuzijska pot za nadaljevanje razmešanja sestavnih elementov zlitine pri končni termični obdelavi po vlečenju. Na **sliki 9** je prikazana odvisnost med podaljškom pri vlečenju (podaljšek je izražen z razmerjem površine preseka palice pred vlečenjem in po njem ter indeksom anizotropije, ki je izražen z razmerjem remanence in koercitivne sile v aksialni in radialni smeri vlečene palice. Indeks anizotropije za remanenco raste linearno s podaljškom, torej  $I_{aB} = f(d_z/d_k)^2$ ; indeks anizotropije za koercitivno silo pa linearno s polovično vrednostjo podaljška, torej  $I_{aHc} = f(1/2(d_z/d_k))^2$ . Linearnost je ohranjena, dokler rastejo magnetne karakteristike, torej do deformacije ca. 70 %. Nad to deformacijo ni več linearnosti, temveč je anizotropija manjša, kot če bi jo ekstrapolirali iz nižje deformacije. Odklon nastane pri deformaciji, pri kateri se začnejo slabšati tudi lastnosti pri aksialnem

magnetanju, predvsem remanenca, zato je logičen sklep, da sta oba pojava povezana. Če postavimo, da se med vlečenjem obe spinoidalni komponenti  $\alpha_1$  in  $\alpha_2$  enako deformirata, potem lahko tudi postavljamo, da se preseki delcev faze  $\alpha_2$  menja obratnosorazmerno s podaljškom, debeline zrn te faze ( $d_{\alpha_2}$ ) pa proporcionalno z zmanjšanjem debeline palice, torej je  $d_{\alpha_2} = f(d_z/d_k)$ . Na enak način se z naraščanjem deformacije zmanjšuje tudi razdalja med delci  $\alpha_2$  faze, torej debelina sloja matriksa iz  $\alpha_1$ , ki jih loči med seboj. Anizotropija pa ni odvisna od linearne velikosti delcev faze  $\alpha_2$ , temveč od razmerja med presekom, ki ga ima idealizirani delec faze  $\alpha_2$  obdajajočo fazo  $\alpha_1$ , pred deformacijo in po njej na prečnem preseku vlečene palice. Če si predstavljamo, da je v primeru izotropnosti vsakemu delcu faze  $\alpha_2$  prirejena neka krogla z delcem te faze v središču, ki se pri vlečenju spremeni v valj, je anizotropija proporcionalna ploščini osnovne ploskve tega valja.

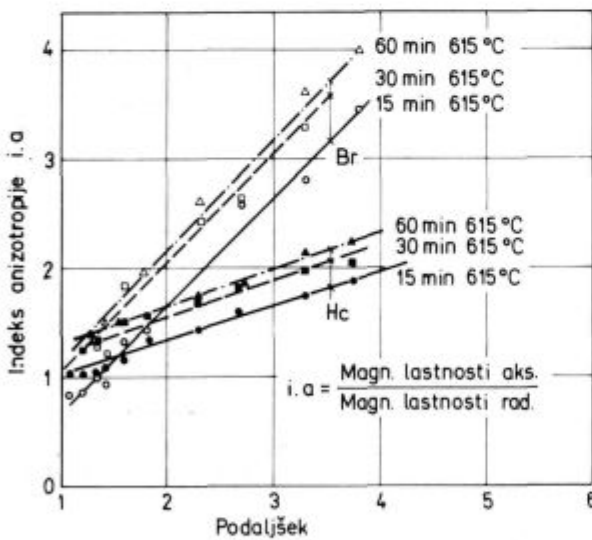
Obstajata dve fizikalni razlagi povezanosti anizotropije v magnetnih lastnostih in podaljška pri vlečenju; ena bazira na difuzijskem modelu, druga pa na modelu prilagoditvenih napetosti, ki smo jih že omenili. Poglejmo prvo razlago. Če si predstavljamo spinoidalno strukturo kot periodično funkcijo z maksimumom koncentracije elementov v eni in minimumom v drugi fazi, potem je razlika v koncentraciji  $C = (C_{ma} - C_{mi})$  v eksponencialni odvisnosti od razdalje med maksimumi (10). V našem primeru je odvisnost parabolna. Iz tega sklepamo, da Br anizotropija ni odvisna od sprememb v sestavi med fazama med končno termično obdelavo zaradi deformacije z vlečenjem.

In že omenjenih razlogov nastanejo med spinodalnima fazama napetosti, ki se izražajo v povečanju trdote zlitine (4). Te napetosti so odvisne od velikosti stične površine med fazama. Če gledamo v projekciji, pravokotni na os vlečenja, je ta površina sorazmerna ploščini osnovne ploskve valja, ki je prilagojen vsakemu zrnu faze  $\alpha_2$ . Ta ploščina se menja obratnosorazmerno s podaljškom, torej enako, kot se menja anizotropija remanence. Lahko torej sklepamo, da je remanenca odvisna od velikosti preseka zrn faze  $\alpha_2$  v projekciji, pravokotni na smer vlečenja.

Pri končni termični obdelavi se inducirajo nove napetosti, dokaz zanje je povečana trdota materiala v primerjavi s trdoto po vlečenju. Te napetosti lahko nastanejo samo zaradi povečanja razlike v sestavi med obema spinodalnima fazama. Zaradi kratkih difuzijskih poti so v vlečeni zlitini gradienti koncentracije večji, zato so tudi napetosti večje.

Poskusimo sedaj odgovoriti na vprašanje, zakaj se lastnosti, z njimi pa tudi proporcionalnost med podaljškom in anizotropijo, spremenijo, ko deformacija prekorači določeno mejo. V tem trenutku se zdi najverjetnejša hipoteza, da pride pri določeni deformaciji do lepljenja zrn faze  $\alpha_2$  med seboj, s tem zraste njihova povprečna velikost in se zmanjšajo magnetne lastnosti. Kvalitativno potrdilo te razlage najdemo v vplivu deformacije na remanenco. Po 15- do 30-min. zadržanju na temperaturi spinodalne premene se remanenca v aksialni smeri začne zmanjševati pri ca. 50 % deformaciji, medtem ko je zmanjšanje opazno po 60-min. zadržanju pri temperaturi spinodalne premene šele, ko deformacija prekorači ca. 74 %. Povedali pa smo že, da raste velikost delcev faze  $\alpha_2$  s trajanjem spinodalne premene (4). Logična je predpostavka, da bo pri tem večji deformaciji prišlo do dotika med zrn faze  $\alpha_2$ , čim večja je začetna razdalja med njimi.

Velja opozoriti, da raste koercitivna sila pri aksialnem magnetanju proporcionalno s trdoto po zaključni termični obdelavi. To kaže, da je koercitivna sila v aksialni



Slika 9.

Odvisnost med podaljškom pri toplim vlečenju in razmerjem med remanenco ( $B_r$ ) ter koercitivno silo ( $H_c$ ) v aksialni in radialni smeri, ki smo ga poimenovali indeks anizotropije. Zlitina je bila različno dolgo zadržana pri temperaturi spinodalne premene 615°C

Fig. 9

Relationship between the elongation in hot drawing and the ratio between remanence ( $B_r$ ) and coercive force ( $H_c$ ) in axial and radial direction, being called index of anisotropy. Alloy was held at the temperature of spinoidal transformation, 615°C, for various times

smeri odvisna od napetosti, ki jih spinodalna premena med končno termično obdelavo ustvari v materialu. To ujemanje je lahko samo slučajno iz dveh razlogov; eden je dejstvo, da bi se moral vpliv napetosti odražati na podoben način tudi na koercitivni sili v radialni smeri, drugi pa je, da je anizotropija v koercitivni sili proporcionalna podaljškju in ne deformaciji. Vse kaže, da se v koercitivni sili odraža več dejavnikov. Eden je razlika v sestavi obeh spinodalnih faz, zaradi katere raste trdota, drugi je razdalja med spinodalnima fazama, od katere je odvisen gradient koncentracije, tretji pa narava ali smer notranjih napetosti, ki jih inducira kombinacija vlečenja in zaključne termične obdelave.

### SKLEP

V zlitini smo s kombinacijo termične obdelave in vlečenja pri povišani temperaturi dosegli močno anizotropijo magnetnih lastnosti. Vse lastnosti: remanenca, koercitivna sila in energijski produkt so večje v aksialni kot v radialni smeri. V primerjavi z izotropnim stanjem se je po vlečenju pri aksialnem magnetenju remanenca povečala za ca. 10 %, koercitivna sila za ca. 30 % in energijski produkt za več od 100 %. Najboljše magnetne lastnosti so dosežene po 30-min. zadržanju pri temperaturi spinodalne premene 615°C, deformaciji 50 do 60 % in končni termični obdelavi. Z naraščanjem hladne deformacije rastejo do neke meje magnetne lastnosti v aksialni smeri, zmanjšujejo pa se magnetne lastnosti v radialni smeri. Anizotropija v remanenci je proporcionalna podaljškju pri vlečenju, je torej proporcionalna razmerju kvadratov za-

četnega in končnega premera vlečene palice, dokler deformacija ne prekorači neke mejne vrednosti. Anizotropija v koercitivni sili je proporcionalna polovici podaljška pri vlečenju. Fizikalne narave anizotropije nam ni uspelo opredeliti. Vse kaže, da je odvisna od razdalje med delci spinodalne faze  $\alpha_2$ , pa tudi od napetosti, ki so posledica spinodalne premene, in od napetosti, ki jih v materialu inducira deformacija z vlečenjem.

### LITERATURA:

1. S. Jin, G. Y. Chin in B. C. Wonsiewicz: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 139—146.
2. W. Erwens: Techn. Mitt. Krupp Forsch. Hefte 40, 1982, 109—126.
3. M. L. Green, R. C. Sherwood, G. Y. Chin, J. H. Wernick in J. Bernardini: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 1053—1055.
4. F. Vodopivec, M. Pristavec, J. Žvokelj, D. Gnidovec in F. Grešovnik: Zeitschrift für Metallkunde 79, 1988, 648—653.
5. S. Yin, N. V. Gayle in J. E. Bernardini: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 16, 1980, 1050—1052.
6. F. Vodopivec, D. Gnidovec, M. Torkar in B. Breskvar: bo objavljeno.
7. T. S. Chin, C. Y. Chang in T. S. Wu: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 18, 1982, 781—788.
8. T. S. Chin, C. Y. Chang, T. S. Wu in Y. H. Chang: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 19, 1983, 2035—2037.
9. M. Homma, M. Okada, T. Minowa in E. Hirikoshi: IEEE Transactions on Magnetics Mag. 17, 1981, 3473—3478.
10. P. G. Shewmon: Diffusion in solids; Mc Graw-Hill, New York, 1963.

### ZUSAMMENFASSUNG

Durch die Kombination thermischer Behandlung und Verformung durch Ziehen haben wir in der Legierung in axialer Richtung folgende Eigenschaften erzielt. Remanenz  $B_r > 1,1$  T, Korerzitivstärke  $H_c 320$  A/m, und Energieprodukt  $(BH)_m > 24$  kJ/m<sup>3</sup>. Die Eigenschaften in der Radialrichtung sind viel niedriger, deswegen hat die Legierung eine starke magnetische Anisotropie und eine sehr rechteckige entmagnetisierungskurve. Optimale Eigenschaften werden erzielt durch die Aufhaltung von 30 min. bei der Temperatur der Spinodalen Umwandlung von 615°C, Abschrecken, Ziehen mit einer Verformung von 58 bis 60 %, und nach der thermischen Endbehandlung. Bei höherer Verformung wird die Remanenz niedriger. Die Anisotropie in der Remanenz ist proportional der Verlängerung

beim Ziehen das heißt, dass sie proportional dem Verhältnis der Quadrate des Anfangs und Endquerschnittes des gezogenen Materialies ist, so lange bis die Verformung einen gewissen Grenzwert nicht überschreitet. Es wird vorausgesetzt, dass die Remanenz abhängig ist von der Querschnittsfläche, von der Verformung der verlängerten Körner der  $\alpha_2$  Phase an dem Stabquerschnitt rechteckig auf die Ziehrichtung. Es wird weiter vorausgesetzt dass, die Remanenz kleiner wird wenn während des Ziehens zum gegenseitigen Kontakt der Körner der  $\alpha_2$  Phase kommt. Die Anisotropie in der Korerzitivstärke wächst proportional der Hälfte der Verlängerung, und ähnlich wie die Remanenz bis zu einer gemeinsamen Verformung. Über dieser Grenze besteht die Proportionalität nicht mehr.

### SUMMARY

Combining heat treatment and the deformation by drawing enabled to obtain the following properties of the alloy in the axial direction: remanence  $B_r > 1.1$  T, coercitive force  $H_c > 320$  A/cm, and energy product  $(BH)_m > 24$  kJ/m<sup>3</sup>. Values in radial direction are much lower, thus the alloy exhibits high magnetic anisotropy and a very rectangular demagnetising curve. Optimal properties are obtained after holding for 30 min. at the temperature of spinodal transformation, i.e. at 615°C, quenching, drawing with the deformation degree of 50 to 60 %, and after final heat treatment. At higher deformations the remanence is again reduced. Anisotropy of remanence is proportional to the elongation in drawing, i.e.

proportional to the ratio of squares of initial and final cross section of the drawn rod, till the deformation does not exceed some limiting value. It is supposed that remanence depends on the cross section area of grains of phase  $\alpha_2$  being elongated due to the deformation and which was measured on the cross section of rod perpendicular to the direction of drawing. Further supposition can be made that remanence is reduced if grains of phase  $\alpha_2$  come into mutual contact during the drawing. Anisotropy of coercive force is increased proportionally to the half value of elongation to some overall deformation, like it was the case with remanence. Over that limit the proportionality does not exist anymore.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В комбинации с термической обработкой и деформацией с волочением мы в сплаве получили следующие свойства в осевом направлении: остаточный магнетизм  $B_r > 1.1$  Т, коэрцитивная сила  $H_c > 320$  А/см и энергетический продукт  $(BH)_m > 24$  кДж/м<sup>3</sup>.

Свойства в радиальном направлении гораздо слабее, хотя сплав имеет сильно выраженную. Оптимальные свойства достигнуты спустя 30-ти минут задерживания при температуре спинодального перехода 615°С, гашении, волочении с деформацией 50-ти до 60-ти % после законченной термической обработки. При более повышенной деформации присутствие остаточного магнетизма снова уменьшается. В остаточном магнетизме анизотропия пропорцио-

нальна продолжению волочения, што значит она пропорциональна отношению квадратов первоначального и конечного сечения волоченного прутка, пока деформация не перейдет некоторого граничного значения. Предполагается, что остаточный магнетизм зависит от величины поверхности сечений от деформации удлиненных зёрен фазы  $\alpha_2$  прутка прямоугольно к направлению волочения. Также предполагается, что остаточная намагниченность уменьшается, если во время волочения наступит взаимное соприкосновение зёрен фазы  $\alpha_2$ . В коэрцитивной силе возрастает анизотропия пропорционально половине удлинения и сходна как и остаточный магнетизм до некоторой совместной деформации. Свыше этой границы пропорциональность больше не является.