

O vroči preoblikovalnosti Al, Mn, C zlitin

UDK: 669.018.58:669.715:620.173:620.18
ASM/SLA: D1b, D11n, J28g, C, 2—60, EGJ44

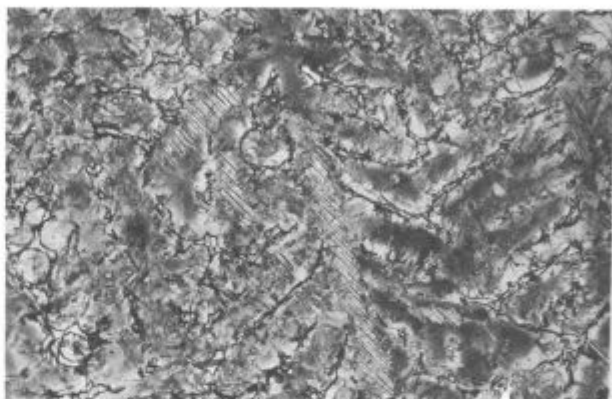
F. Vodopivec, D. Gnidovec, J. Žvokelj in M. Grašič

Izdelano je več magnetnih zlitin te vrste z različno sestavo in strjevalno strukturo. Peritektik γ_1 in eutektoid $\gamma_1 + \beta$ Mn močno zmanjšata preoblikovalnost z vročim krčenjem. Karbidi, ki se izločijo iz faz ϵ in τ , preprečujejo deformacijo z ekstruzijo. Odvisnost sila-deformacija je podobna kot pri kovinah. Aktivacijska energija za proces deformacije je 80 kJ/mol pri zlitini z matriksom iz γ_1 faze in 45,5 kJ/mol pri zlitini z matriksom iz ϵ faze.

1. UVOD

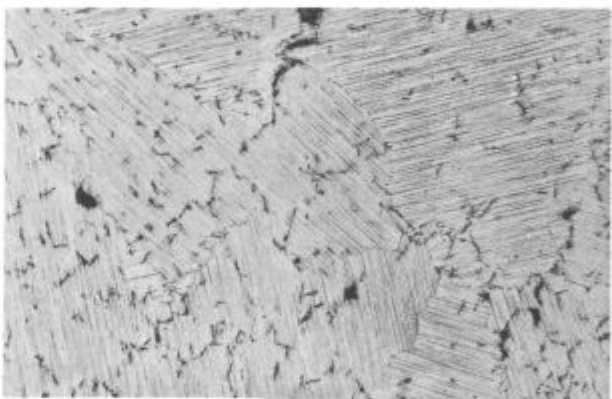
Zlitine aluminija, mangana in ogljika so sodobne zlitine za permanentne magnete. V primerjavi s klasičnimi kovinskimi magneti iz AlNiCo zlitin se odlikujejo po tem, da nimajo strateško pomembnih sestavin in da se dajo obdelovati z odvzemanjem ostružkov, AlNiCo zlitine pa se samo brusijo. Zlitine AlMnC dobijo primerne magnetne lastnosti z vročim preoblikovanjem, ki v njih ustvari magnetno anizotropijo; lastnosti v podolžni smeri valjaste palice so zato drugačne kot v radialni smeri. V procesu izdelave anizotropnih zlitin AlMnC je zato vitalna in najtežja tehnološka operacija iztiskanje (ekstruzija) pri temperaturi okoli 700°C (1, 2, 3, 4). Precej dela je bilo vloženega v razjasnitev vpliva parametrov ekstruzije na magnetne lastnosti (4, 5, 6, 7), samo omejeni podatki so na voljo do danes o deformacijskem procesu zlitin (8), nič pa nismo našli o vplivu mikrostrukture strjevanja in mikrostrukture ogrevanja na preoblikovalnost. Prav to vrzel skušamo zapolniti v tem prispevku.

Strjevalna mikrostruktura je po pravilu iz faze ϵ . Iz te faze se z dvostopenjsko premeno, ki je sorodna martenzitni, ustvari τ faza z uporabnimi trdomagnetnimi lastnostmi (4, 8, 10, 11, 12, 13). Po binarnem faznem diagramu AlMn nastane ϵ faza pri ravnotežnem strjevanju zlitin z 69 do 76 % Mn (12, 14, 15). Praksa pa kaže, da so zlitine pri strjevanju industrijskih blokov, torej pri neravnotežnem strjevanju, podvržene izcejanju. Na primer v srednjem delu poskusnega bloka s 50 mm premera iz zlitine z 72,5 % Mn smo našli v matriksu faze τ fazo γ_1 v meddendritnih poljih, v dendritih, ki so bogatejši z manganom, pa tudi fazo δ Mn (sl. 1). V enakem bloku iz zlitine z 72,8 % Mn najdemo po homogenizaciji mnogo faze δ Mn (sl. 2) lamelarne oblike. V AlMn zlitine se dodaja ogljik zaradi stabilizacije faze ϵ , torej za zaviranje eutektoidne premene $\epsilon \rightarrow \gamma_1 + \beta$ Mn pod 870°C. Če je ogljika veliko, vendar še vedno v količinah, ki jih pokriva patentna zaščita (1, 2), nastanejo že pri strjevanju lamelle aluminij-manganovega karbida (sl. 3). Praksa kaže, da so zlitine z mnogo tega karbida, ki je v bloku neprimerno porazdeljen, neobstoje na zraku. Zara-



Slika 1
pov. 100 $\times$. Mikrostruktura zlitine z 72 % Mn in 0,96 % C. Matriks iz τ faze, v dendritih vidimo lamelle δ Mn v meddendritskih prostorih pa polja γ_1 faze.

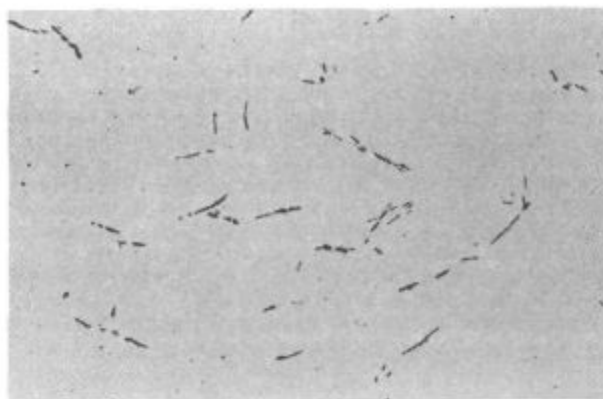
Fig. 1
Magn. 100 $\times$. Microstructure of alloy with 72 % Mn and 0.96 % C. Matrix is phase τ , in dendrites the lamellae of δ Mn are evident, and in interdendritic spaces the areas of γ_1 phase.



Slika 2
Mikrostruktura zlitine 3 po homogenizaciji pri 1050°C. Matriks iz faze ϵ , črvičaste lamelle aluminij manganovega karbida in ravne lamelle verjetno δ Mn.

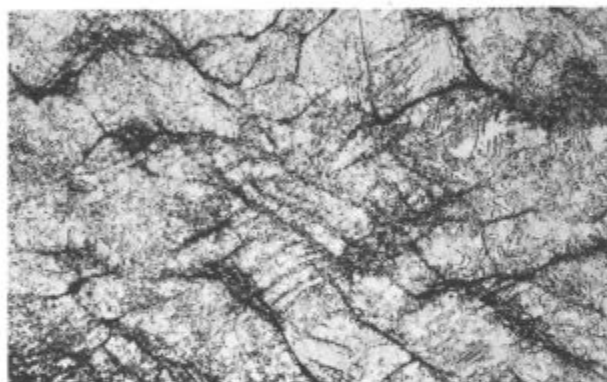
Fig. 2
Microstructure of alloy 3 after homogenizing at 1050°C. Matrix is phase ϵ , worm-like lamellae are of aluminium-manganese carbide, and straight lamellae probably are δ Mn.

di občutljivosti karbida za vlago zlitina v nekaj dneh razpade v prah (16). Na drugi strani prihaja do sprememb mikrostrukturne oz. fazne sestave tudi pri segre-



Slika 3
pov. 100×. Mikrostruktura zlitine z 69,5 % Mn in 1,1 % C. Matriks iz ε in γ₁ faz in črvičaste lamele aluminij-manganovega karbida.

Fig. 3
Magn. 100×. Microstructure of alloy with 69.5 % Mn and 1.1 % C. Matrix is composed of ε and γ₁ phases, and worm-like lamellae are of aluminium manganese carbide.



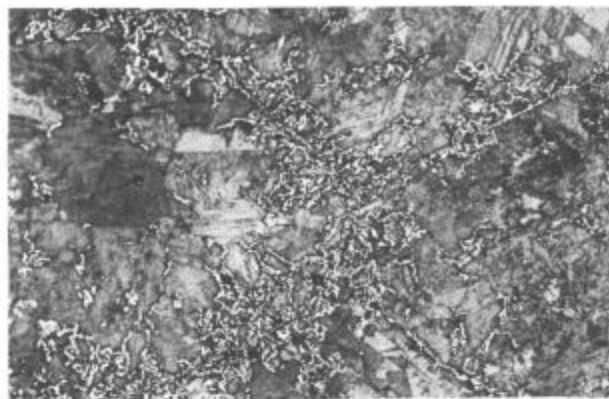
Slika 4
pov. 100×. Zlitina z 71,7 % Mn in 0,7 % C. Mikrostruktura v delu preiskovanca, ki je po ekstruziji z začetkom pri 900° C ostal v orodju. Matriks iz ε faze in karbidna zrna ter razpoke po mejah.

Fig. 4
Magn. 100×. Alloy with 71.7 % Mn and 0.7 % C. Microstructure of the test piece which remained in the tool at extrusion with the initial temperature 900° C. Matrix is of ε phase, carbide grains, and cracks on boundaries.

vanju zlitine pred vročo ekstruzijo. V zlitinah z ogljikom nad 0,5 % v z ogljikom prenasajeni ε fazi so drobni karbidni izločki po mejah strjevalnih zrn (sl. 4). Pri temperaturah med 700 in 500° C pa se v z ogljikom prenasajeni fazi τ pojavi reakcija, ki po mejah zrn ustvari mrežo zelo trdne mikrostrukturne komponente (sl. 5).

2. EKSPERIMENTALNO DELO

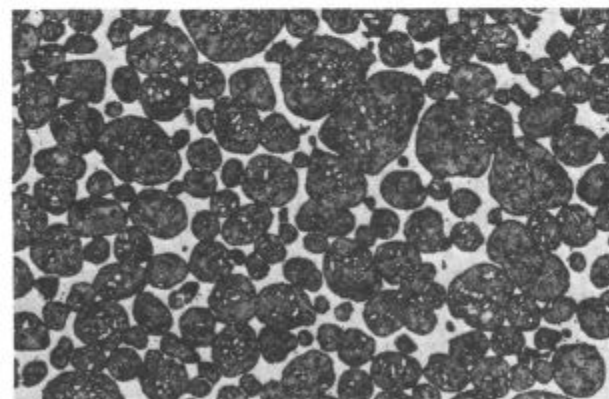
Zlitine smo izdelali s taljenjem v indukcijski peči iz mangana, aluminija in MnC predzlitine. Sestava in mikrostruktura zlitin, ki so bile uporabljene za preizkuse preoblikovanja, je v tabeli 1. Za razlago nekaterih doganj smo uporabili tudi drugačne zlitine, njihova sestava pa je v tekstu.



Slika 5
pov. 200×. Ista zlitina kot sl. 4. Mikrostruktura po gašenju s 1050° C in 30 min. žarjenju pri 600° C. Matriks iz τ faze in še neidentificirana komponenta mikrostrukture.

Fig. 5
Magn. 200×. The same alloy as in Fig. 4. Microstructure after quenching from 1050° C and 30 minute annealing at 600° C. Matrix is of τ phase, and a still not identified microstructure component.

Strjevalna mikrostruktura zlitin 1 in 2 je bila iz ovalnih primarnih zrn faze ε in iz polj peritektične faze γ₁. Ponokod v mikrostrukturi so bila zrna faze ε obdana z mrežo peritektika γ₁ (sl. 6). Med homogenizacijo zlitin 1 in 2 pri 1050° C so v notranjosti zrn ε faze nastala drobna polja sekundarne γ₁ faze, ker se v binarnem diagramu Al-Mn polje stabilnosti faze ε zožuje, ko se niža temperatura (12, 14, 15). Mikrostruktura zlitine 3 je bila iz matriksa faze ε, iz lamel aluminij manganovega karbida in iz lamel, ki so se pojavile po homogenizaciji pri 1050° C, in zato domnevamo, da so δ Mn (sl. 2). Mikrostruktura zlitine 4 je bila po strjenju izključno iz faze ε, po držanju med 900 in 800° C oz. v začetni fazi ekstruzije pa so se iz z ogljikom prenasajene raztopine izločila drobna karbidna zrna (sl. 4). V isti zlitini je pri žarjenju še pri nižji temperaturi nastala že omenjena premena faze τ, o kateri bomo še razpravljali kasneje.

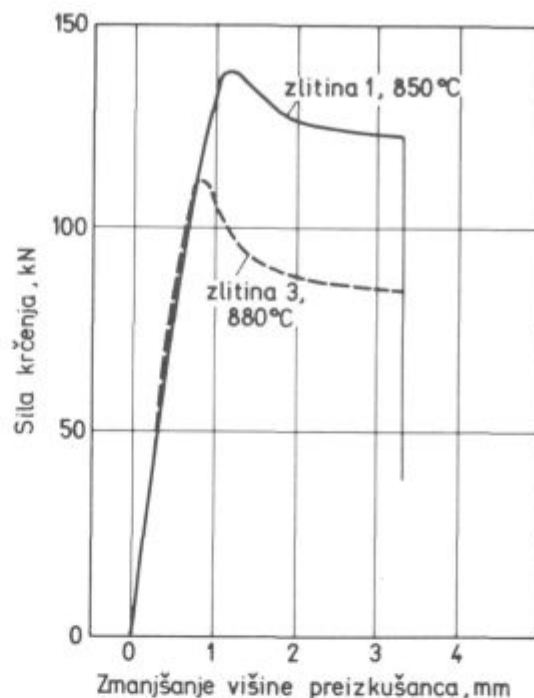


Slika 6
pov. 50×. Mikrostruktura zlitine 1. Peritektična faza γ₁ okoli okroglih zrn ε faze.

Fig. 6
Magn. 50×. Microstructure of alloy 1. Peritectic phase γ₁ around the round grains of ε phase.

Deformacijo smo izvršili z vročim krčenjem preizkušancev s premerom in višino 20 mm ali pa z ekstruzijo valjev s premerom 28 mm skozi matrico s premerom 15 mm v orodju, segretem na 600°C. Ekstruzija ni uspešna, ker je bila zaradi prevelike hitrosti površina palice močno razpokana.

Pri preizkusih krčenja smo pestič in podlogo segreli na cca 500°C. Ne glede na to in mazanje z grafitom se ni bilo mogoče izogniti zelo hitri ohladitvi cca 1 mm debelega sloja zlitine v stiku z orodjem. Zato se preizkušanci niso deformirali na stiku z orodjem in so dobili sodčasto obliko (sl. 7). Da bi omejili napako zaradi spremembe oblike, smo deformacijo s krčenjem omejili na 3,5 mm oz. 17,5 % začetne višine valjastega preizkušanca. Kljub majhni deformaciji in nenormalnemu oblikovanju preizkušanca med krčenjem nam je uspelo zabeležiti zelo uporabne in zanesljive odvisnosti sila-deformacija, opredeliti posamične faze procesa deformacije in oceniti vpliv komponente mikrostrukture na preoblikovalnost. Ekstruzijski poizkusi so omogočili oceno vpliva karbidov, ki so nastali v ϵ fazi in premene τ faze.

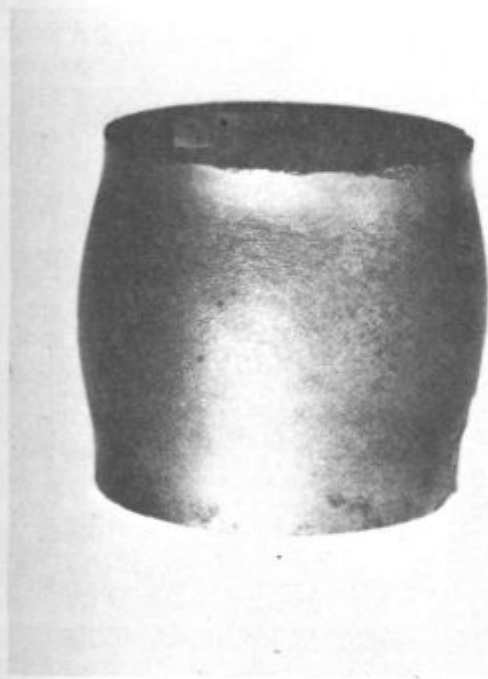


Slika 8

Odvisnost sila-deformacija za dve zlitini in temperaturi.

Fig. 8

Force-deformation relationship for two alloys and temperatures.



Slika 7

Vzorec iz zlitine 1 krčen pri 980°C.

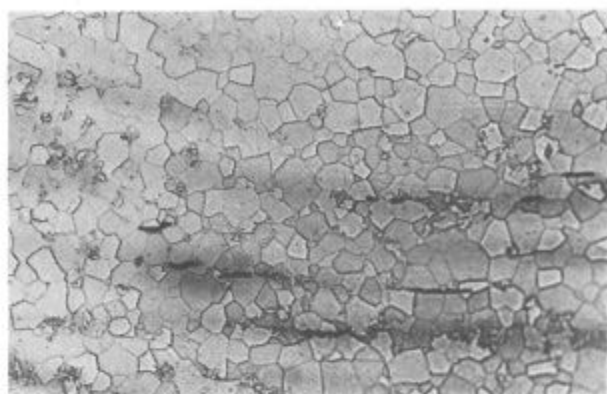
Fig. 7

Test piece of alloy 1, upset at 980°C.

3. ODVISNOST MED SILO IN DEFORMACIJO, POVEZAVA MED PREOBLIKOVANOSTJO IN MIKROSTRUKTURO

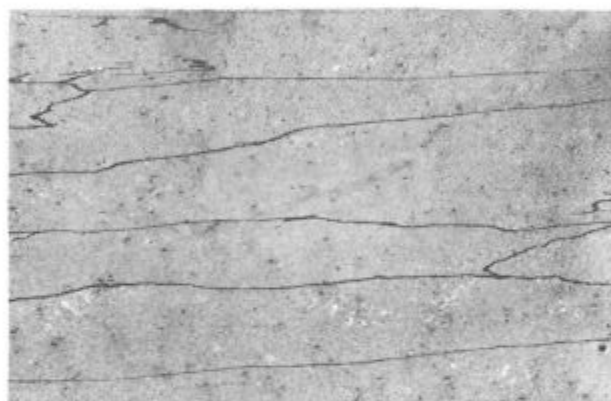
Odvisnosti sila-deformacija za krčenje zlitin 1 in 3 sta prikazani na sl. 8. Oblika odvisnosti je podobna kot tiste, ki jih v virih 17 in 18 najdemo za vročo deformacijo jekla s krčenjem in z ekstruzijo. Na njih vidimo vse značilnosti procesa vroče deformacije kovin. V začetnem elastičnem področju s deformacija sorazmerna sili, nato sledi faza, ko odvisnost med silo (S) in defor-

macijo (d) opisuje parabolična enačba z obliko $S = k_1 + k_2 d^{1/2}$. V tej fazi deformacije dinamična poprava sproti zmanjšuje deformacijsko utrditev (19). Pri maksimalni sili, napetost v tej točki smo poimenovali deformacijsko trdnost, se proces mehčanja pospeši zaradi dinamične rekristalizacije (17, 18, 19) in sila pada pri naraščajoči deformaciji do neke vrednosti, ko ostaja nespremenjena, ko deformacija dalje raste. Dosežena je meja tečenja, ko si v ravnotežju procesa deformacijske utrditve in dinamičnega mehčanja zlitine z rekristalizacijo in popravo. Zlitina se torej obnaša kot kovine pri ekstruziji in krčenju. Mikrostruktura krčenih preizkušancev je potrdila, da so v njih potekali med deformacijo le dinamični procesi in ni bilo nobene izmerljive spremembe v velikosti zrn. V ekstrudirani zlitini 4 je bila po ekstruziji mikrostruktura iz drobnih poligonalnih zrn ϵ faze (sl. 9). To seveda pove, da je končna stopnja procesa preoblikovanja pri zadostni temperaturi, hitrosti in količini deformacije, statična rekristalizacija faze ϵ . Magnetna anizotropija pa se razvije le, če se prepreči statična rekristalizacija in se pri ekstruziji doseže mikrostruktura in podolgovatih zrn τ faze (sl. 10). To je seveda razlaga, zakaj se le pri ekstruziji pri zelo majhni hitrosti in razmeroma nizki temperaturi dosega dobro magnetne lastnosti (7). Kopičenje deformacije mora sproti izravnnavati dinamična poprava do mere, da je nemogoča dinamična rekristalizacija med ekstruzijo in statična rekristalizacija po njej. Iz krivulj, ki so podobne tistim na sl. 8, smo določili odvisnost med temperaturo deformacije (T , °K) in deformacijsko trdnostjo (DT) oz. mejo tečenja na sl. 11. Ta odvisnost sledi Arrheniusovi enačbi $DT = k_3 \exp(-Q/RT)$, v kateri so: k_3 konstan-



Slika 9
pov. 100×. Poligonalna zrna v ε fazi, ki je rekristalizirala po ekstruziji.

Fig. 9
Magn. 100×. Polygonal grains in ε phase which recrystallized after extrusion.

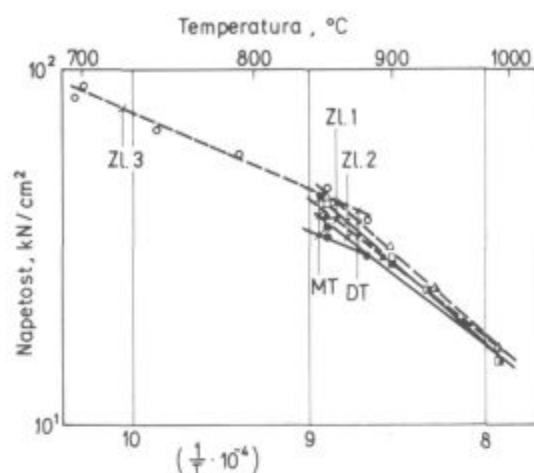


Slika 10
pov. 100×. Podolgovata zrna τ faze v zlitini z 70,5 % Mn in 0,5 % C.

Fig. 10
Magn. 100×. Elongated grains of τ phase in the alloy with 70.5 % Mn and 0.5 % C.

ta, Q aktivacijska energija procesa deformacije in R univerzalna plinska konstanta. Iz naklona črt na sl. 11 smo izračunali aktivacijsko energijo 45,5 kJ/mol za zlitino 3 in 80,1 kJ/mol za zlitino 1 in 2.

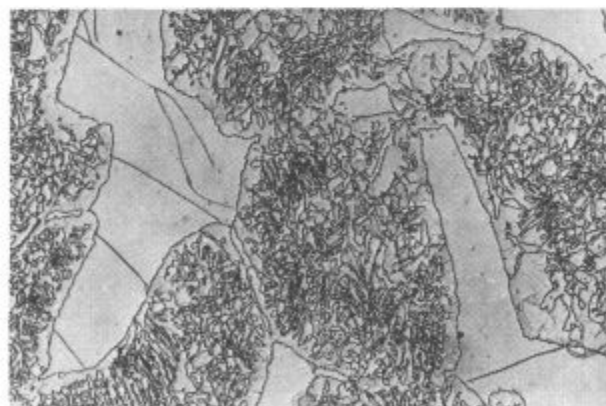
Odklonska temperatura-deformacijska trdnost je zelo podobna pri zlitinah 1 in 2 in drugačna pri zlitini 3. To razliko razlagamo kot različnost v mikrostrukturi, ki je že bila opisana. Zlitino 3 je bilo mogoče deformirati tudi pri najnižji temperaturi 695°C, pri enakem poizkusu pa so se preizkušanci zlitin 1 in 2 zdrobili brez izmerljive deformacije pri temperaturi 800°C in nižje. Mikrostruktura je razložila razliko v preoblikovalnosti. V zlitinah 1 in 2 so že pri krčenju pri temperaturi 850°C v poljih faze γ_1 nastale mikrorazpoke, vendar se je njihovo napredovanje ustavilo v fazi ϵ (sl. 12) in krčenje je bilo mogoče. Pri 800°C pa se napredovanje razpok in faze γ_1 v fazo ϵ ni ustavilo, temveč so se preizkušanci zdrobili. Zato sta mogoči dve razlagi. Po eni je pri temperaturi 800°C in nižje preoblikovalnost ϵ faze premajhna, da bi se ustavile mikrorazpoke, nastale v fazi



Slika 11
Odklonska med temperaturo deformacije ter deformacijsko trdnostjo (DT) oz. mejo tečenja (MT) v zlitinah 1, 2 in 3.

Fig. 11
Relationship between the temperature of deformation and the deformation strength (DT) or yield point (MT) in alloys 1, 2, and 3.

γ_1 . Po drugi se med segrevanjem preizkušanca pri temperaturi 800°C izvrši evtektoidna premena $\epsilon \rightarrow \gamma_1 + \beta$ Mn, kot določa binarni fazni diagram Al-Mn in je pravzaprav nepreoblikovalen lamelarni evtektoid $\gamma_1 + \beta$ Mn. Dve eksperimentalni dejstvi potrjujeta drugo razlago. Najprej smo lamelarni evtektoid res opazili v zdrobljenem preizkušancu (sl. 12), drugič pa ima faza ϵ v zlitini 3 tudi pri temperaturi 695°C zadostno preoblikovalnost, da preprečuje širjenje razpok, ki jih predstavljajo nedeformabilne lamelle mangan-aluminijevega karbida. V isti zlitini so se brez zloma precej deformirale lamelle δ Mn tudi pri temperaturi 695°C (sl. 13). Lahko torej na osnovi krčilnih preizkusov sklepamo, da imajo slabo preoblikovalnost peritektična faza γ_1 , lamelarni evtektoid $\gamma_1 + \beta$ Mn ter karbidne lamelle. Velja še omeniti, da je pri sobni temperaturi trdota faze γ_1 770 HV 0,2, trdota faze ϵ 590 HV 0,2, trdota iz nje nastale faze τ pa 480 HV 0,2. Faza γ_1 je torej najtrša. Če-



Slika 12
pov. 100×. Mikrorazpoke v fazi v zlitini 1 krčeni pri 800°C.

Fig. 12
Magn. 100×. Microcracks in the alloy 1 upset at 800°C.



Slika 13

pov. 200 $\times$. Mikrostruktura zlitine 3 po krčenju pri 740°C.

Fig. 13

Magn. 200 $\times$. Microstructure of the alloy 3 after upsetting at 740°C.

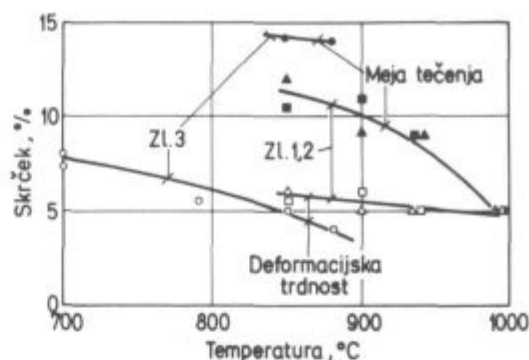
prav ni mogoče razmerij med trdotami neposredno prenašati na višje temperature, velja, da je razmerje trdot tako, da je manjša deformabilnost peritektične faze γ , razumljiva.

Deformacijska trdnost zlitine 1 je nekoliko nižja od deformacijske trdnosti zlitine 2. Ni jasno, ali naj to razlagamo z vplivom bakra in niklja na silo ekstruzije, kot navaja vir 1, ali z razliko v količini mangana, ki se seveda odraža tudi v različni količini faz ϵ in γ ter v strjevalni strukturi zlitin. Deformacijska trdnost in meja tečenja imata nekoliko različno odvisnost od temperature. Razlika med obema vrednostma se zmanjšuje, ko raste temperatura krčenja, in pri temperaturi 980°C med njima ni razlike. Razlaga je v naravi dinamičnih mehčalnih procesov. Za tvorbo točkastih napak in njihovo migracijo na vijačne dislokacije, to je začetek procesa mehčanja, je potrebno nekaj časa (19). Pri nižji temperaturi je mobilnost atomov v kristalni mreži nižja, zato je potrebno večje kopičenje deformacije, da se doseže potrební tok vrzeli. V zlitini 3 je bila 17,5 % deformacija zadostna za doseg meje tečenja le pri dveh najvišjih temperaturah, 850 in 880°C. Pri obeh temperaturah je razlika med maksimalno silo in silo tečenja večja kot pri zlitinah 1 in 2. Iz tega sklepamo, da kljub temu, da ima faza γ , manjšo preoblikovalnost, se pri temperaturi, kjer je preoblikovalna, v njej že pri manjši deformaciji sproži proces dinamične rekristalizacije, kot v bolj preoblikovalni fazi ϵ .

Deformacija pri deformacijski trdnosti raste na podoben način v vseh zlitinah, ko se znižuje temperatura krčenja (sl. 14). Pri isti temperaturi je večja v zlitinah 1 in 2 kot v zlitini 3. Nasprotno pa je deformacija pri meji tečenja večja v zlitini 3, kot v zlitinah 1 in 2.

Razlika v sili in v deformaciji pri obeh značilnih točkah odvisnosti sila-deformacija, pri deformacijski trdnosti in pri meji tečenja kaže na pomembno razliko v deformacijskem ponašanju faz ϵ in γ .

Na sliki 15 vidimo, da osnovni parametri deformacije, sila in deformacija, pri deformacijski trdnosti in pri meji tečenja rastejo, ko se večja hitrost krčenja. Pri povečanju hitrosti krčenja za 1 red velikosti (od 0,5 na 5 mm/sek.) se deformacijska trdnost poveča za okoli

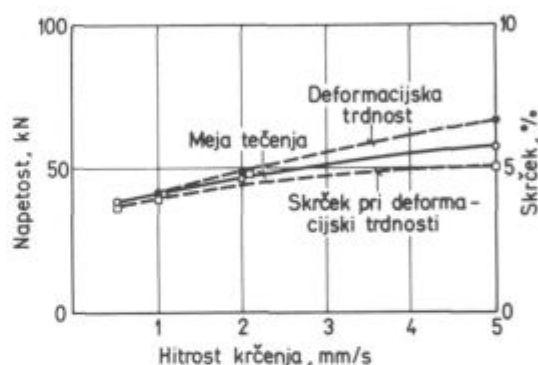


Slika 14

Odvisnost med temperaturo krčenja in deformacijo pri deformacijski trdnosti in pri meji tečenja.

Fig. 14

Relationship between the temperature of upsetting and the deformation at the deformation strength and the yield point.



Slika 15

Odvisnost med hitrostjo krčenja zlitine 1 pri 940°C in deformacijsko trdnostjo, mejo tečenja in deformacijo pri deformacijski trdnosti.

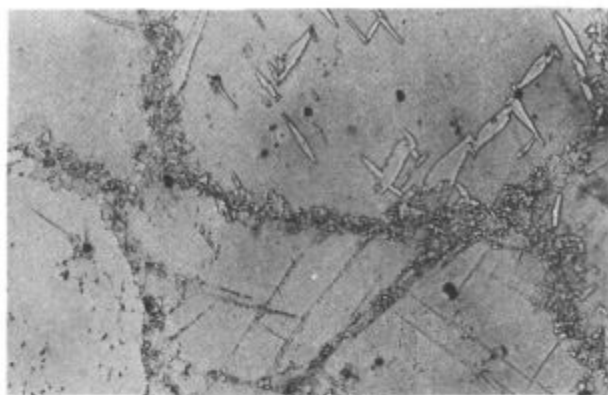
Fig. 15

Relationship between the upsetting rate of the alloy 1 at 940°C and the deformation strength, yield point, and deformation at the deformation strength.

80 %. Poveča se tudi razmerje deformacijska trdnost/sila tečenja. Vpliv povečanja hitrosti je podoben vplivu znižanja temperature, kar je podobno kot pri jeklu (18, 19).

Omenili smo že, da se doseže anizotropija v magnetnih lastnostih le, če se pri iztiskanju doseže mikrostruktura iz podolgovatih zrn faze τ z dolgo osjo v smeri deformacije in primerno odžarjena, da je dosežena popolna $\epsilon \rightarrow \tau$ premena (sl. 10). Če se ekstruzija izvrši pri večji hitrosti ali visoki temperaturi, se odprava deformacijske utrditve izvrši s statično rekristalizacijo in doseže se poligonalna mikrostruktura iz enakomernih zrn ϵ faze (sl. 9) oz. zrn faze τ po popuščanju. V primerih majhnih deformacij smo opazili, da se je premena $\epsilon \rightarrow \tau$ začela ob mejah zrn ϵ faze in na presečiščih drsnih paketov v notranjosti zrn te faze (sl. 16 in 17).

Pri poizkusih ekstruzije se je pokazalo, da tudi tvorba karbidov v fazi ϵ med žarjenjem pred deformacijo ali med ekstruzijo močno zmanjša preoblikovalnost zlitine 4. Ob mejah zrn faze, kjer je nastalo mnogo takih



Slika 16

pov. 200 ×. Mikrostruktura zlitine 4 na drugem mestu istega preiskovanja, kot sl. 4. Premena $\epsilon \rightarrow \tau$ po mejah zrn in ponekod v njihovi notranjosti.

Fig. 16

Magn. 200 ×. Microstructure of the alloy 4 at some other point of the same test piece as in Fig. 4. Transformation ϵ into τ on grain boundaries and somewhere inside grains.



Slika 17

pov. 200 ×. Isti preiskovanec kot sl. 16. Premena $\epsilon \rightarrow \tau$ na presečiščih drsnih paketov.

Fig. 17

Magn. 200 ×. The same test piece as in Fig. 16. Transformation of ϵ into τ on intersections of sliding packs.

karbidnih zrn, se že pri majhni deformaciji odprejo razpoke (sl. 4). Pri sobni temperaturi smo v karbidnih področjih izmerili trdoto do 850 HVO, 2, trdota faze ϵ v področju brez karbidov v istem vzorcu pa je znatno nižja, le 570 HVO, 2. Velja zato, da izločanje karbidov v fazi ϵ zmanjša preoblikovalnost zlitine AlMn pod mejo, ki je potrebna za ekstruzijo. Pri nižjih temperaturah, med 700 in 500°C, se v fazi τ v zlitini z ogljikom nad mejo topnosti izvršijo premene, ki preoblikovalnost

praktično onemogočajo. Vzoredno s premeno $\epsilon \rightarrow \tau$ poteka predvsem po kristalnih mejah neka premena, ki ustvarja mrežo zelo trde mikrostrukturne sestavine (sl. 5), ki je še nismo identificirali. V zlitini, žarjeni pri 600°C, je bila trdota matriksa iz τ faze v povprečju 480 HV 0,2, trdota agregata po mejah pa tudi preko 1000 HV 0,2. Po viru 13 je zaporedje reakcij pri izotermnem zadržanju faze ϵ pri 600°C naslednje: po 9 minutah je končana premena $\epsilon \rightarrow \tau$, po 90 min. se pojavi faza β Mn, po 120 min. pa še faza γ , in karbidi. V naši zlitini so bile reakcije mnogo hitreje, saj je že po žarjenju, ko je premena $\epsilon \rightarrow \tau$ dosegla komaj 50 % (15 min pri 550°C), v fazi τ nastalo že veliko trde komponente po mejah zrn. Zato te komponente ni mogoče identificirati na osnovi TTT diagrama za fazo ϵ v viru 13. Upoštevati pa moramo, da je bilo v zlitini v viru 13 le 0,5 % C, v naši zlitini pa 0,7 % C. Ni zato izključeno, da je bila stabilnost faze τ zmanjšana zato, ker se je zaradi prenasitosti hitreje začel proces izločanja karbida. Osiromašenje z ogljikom v raztopini je toliko zmanjšalo stabilnost faze τ , da je bila relativno hitro dosežena ravnotežna mikrostruktura karbida, faza γ , in faza Mn.

2. ZAKLJUČKI

Z namenom, da bi opredelili vpliv mikrostrukturnih komponent, ki jih lahko srečamo v industrijskih AlMnC zlitinah za permanentne magnete, smo raziskali deformabilnost 4 zlitin, ki smo jih izbrali tako, da je bilo mogoče ločeno oceniti preoblikovalnost faz ϵ , γ , δ Mn, evtektoida γ + β Mn, aluminijmanganovega karbida, ki nastane pri strjevanju, ter karbidov, ki nastanejo iz z ogljikom prenasitih trdnih raztopin ogljika v fazah ϵ in τ . Sklepi dela so naslednji:

- odvisnost sila-deformacija ima pri vročem preoblikovanju AlMnC zlitin enake značilnosti kot pri deformaciji kovin, torej elastično in plastično deformacijo, deformacijsko trdnost in mejo tečenja ter določene deformacije v teh točkah;

- faza γ ima mnogo manjšo preoblikovalnost kot faza ϵ . Kljub temu pa se v fazi γ pri temperaturah, ko je še preoblikovalna, sproži proces dinamične rekristalizacije pri nižji deformaciji. Tudi meja tečenja je dosežena pri nižji deformaciji. Zlitino, bogato s fazo γ , je nemogoče preoblikovati pri 800°C in nižje, nasprotno se ϵ faza preoblikuje še pri temperaturi 695°C;

- pri povišanju temperature se eksponentialno zmanjšujejo deformacijska trdnost in meja tečenja ter deformacija v obeh teh točkah. Deformacijska trdnost in meja tečenja raste, ko se večja hitrost deformacije.

- aluminij manganov karbid je krhek, vendar je inherentna preoblikovalnost faze ϵ zadostna, da tudi pri

Tabela 1: Sestava in strjevalna mikrostruktura zlitin

Zlitina	Element					Mikrostruktura
	Mn	C	Cu	Ni	Al	
I	69	0,34	—	—	razl. do 100 %	fazi ϵ in γ
	69,4	0,3	—	—	razl. do 100 %	fazi ϵ in γ
	73	0,94	1,2	1	razl. do 100 %	fazi ϵ in δ Mn in AlMn karbid
	71,7	0,7	—	—	razl. do 100 %	faza ϵ

700°C ne dovoli, da bi se razpoke širile iz zdrobljenih lamel karbida, ki so nastale pri strjenju zlitine;

— lamelarna sestavina mikrostrukture, za katero domnevamo, da je δ Mn, ima dobro preoblikovalnost;

— karbidi, ki nastajajo iz prenasičene trdne raztopine ogljika v ϵ fazi, onemogočajo preoblikovanje z ekstruzijo. Podoben je vpliv trdih sestavin mikrostrukture, ki nastajajo s spremeno faze τ pri temperaturah med 700 in 500°C;

— v industrijskih zlitinah se je potrebno izogibati fazi γ_1 , ne samo zaradi zmanjšanja magnetnih karakteristik, temveč tudi zaradi zmanjšanja preoblikovalnosti.

To raziskavo so finansirale Raziskovalna Skupnost Slovenije, Posebna raziskovalna Skupnost za Elektrokovinsko industrijo ter ISKRA TOZD Kovinski magneti.

VIRI

1. Matsushita El. Corp.: pat. No 1473373, The Patent Office, London, 1973.
2. S. Kojima, K. Kojima in S. Mitani: USA Pat. No 4, 133, 703 (1979).
3. T. Kubo, T. Ohtani, S. Kojima in N. Kato: JEE (1977), julij, 50.
4. T. Ohtani, N. Kato, S. Kojima, K. Kojima, Y. Sakamoto, I. Kanno, M. Tsukahara in T. Kubo: IEEE Transactions on Magnetism Mag. 13 (1977), 1328.

5. Ja Shur, K. P. Rodionov, D. K. Buličev, M. I. Olejnik, L. V. Smirnov, G. S. Kandaurova, L. M. Mazat in N. N. Bihanova: Fizika Metallov i Metallovedenie 23 (1977), 338.
6. M. P. Ravdelj, M. V. Veller in Ju. S. Konjajev: Metalli (1974), No. 1, 189.
7. W. Ervens: Techn. Mitt. Krupp Forsch. Berichte 40 (1982), 117.
8. A. V. Šangurov, M. A. Ujmin, A. E. Ermakov, V. L. Kolmogorov, A. A. Ščupanov in S. P. Burkin: Izvestija Viših učebnih Zavedenij, Černaja Metallurgija 4 (1983), 47.
9. K. Kamino, T. Kawaguchi in M. Nagamura: IEEE Transactions on Magnetism Mag. 2 (1966), 506.
10. S. Kojima, T. Ohtani, N. Kato, K. Kojima, Y. Sakamoto, I. Konno, M. Tsukahara in T. Kubo: Magnetism and Magnetic Alloys, AIP Conference Proceedings (1974), 768.
11. E. N. Vlasova, E. A. Sizov in M. P. Ravdelj: Metalli (1984) No 2, 134.
12. E. N. Vlasova, G. S. Kandaurova, Ja. C. Shur in N. N. Bihanova: Fizika Metallov i Metallovedenie 51 (1981), 1127.
13. W. H. Dreizler in A. Menth: IEEE Transactions on Magnetism Mag. 16 (1980), 537.
14. W. Köster in E. Wachtel: Z. Metallkunde 51 (1960), 271.
15. T. Gödecke in W. Köster: Z. Metallkunde 62 (1971), 727.
16. F. Vodopivec in D. Gnidovec: Tehnika, Rudarstvo, Geologija in Metallurgija, 36, 1985, 295.
17. R. P. Djajić in J. J. Jonas: Journal of ISI (210), 1972, 256.
18. A. K. Gupta, K. E. Hughes in C. M. Sellars: Metals Technology 7 (1980), 323.
19. H. P. Stüwe: ISI Publ. 108 (1968), 1.

ZUSAMMENFASSUNG

Im Induktionsofen sind mehrere Legierungen dieser Art mit verschiedenem Gussgefüge und bekanntem Einfluss dieser Elemente auf das Gussgefüge und das Gefüge nach dem Glühen erzeugt worden. Die Peritektische Phase γ_1 und Eutektoid $\gamma_1 + \beta$ Mn verringern stark die Warmverformbarkeit deswegen ist das Stauchen unter der Temperatur von 850°C unmöglich, dem gegenüber haben die Phasen ϵ und γ Mn eine genügende Verformbarkeit so, dass das Stauchen noch bei der Temperatur von 700°C möglich ist. Der Verformungsprozess dieser Legierungen beim Stauchen ist ähnlich wie bei den Metallen. In der Kraft — Verlängerungs — Kurve können die Eigenartigen Punkte wie: Anfang der dynamischen Erholung, die Verformungsfestigkeit und die Fließgrenze über welcher die Verformung bei konstanter Kraft weiterläuft, bestimmt werden.

Bei hoher Temperatur besitzen die Legierungen mit der Grundmasse aus der Phase γ_1 eine kleinere Verformungsfestigkeit als die Legierungen aus der Grundmasse der ϵ Phase, jedoch ist die Aktivationsenergie für die Verformung der Legierungen erster Reihe 80,1 kJ/Mol, für die Verformung der Legierungen zweiter Reihe 45,5 kJ/Mol. Die Verformbarkeit der Legierungen beim Straugpressen im Warmen Zustand wird stark durch die Karbidbildung der durch Kohlenstoff übersättigten ϵ und τ Phasen vermindert.

Die Stauchgeschwindigkeit vergrößert die Grundverformungsparameter. Bei genügender Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit rekristallisiert die Phase in gleichmäßige polygonale Körner. Der Verformungsprozess beschleunigt auch die $\epsilon \rightarrow \tau$ Umwandlung.

SUMMARY

In induction furnace a number of such alloys with various solidification structures was prepared, and the influence of elements on the solidification structure, and structure after annealing was determined. Peritectic phase γ_1 and the $\gamma_1 + \beta$ Mn eutectoid highly reduce the workability. Thus the upsetting below 850°C is not possible. On contrary, the phases ϵ and γ Mn have sufficient workability that the upsetting is possible even at 700°C. Deformation process during upsetting these alloys is similar to that with metals. In the relation force-deformation the following characteristic points can be found: beginning of dynamic recovery, deformation strength and

yield point, above which the deformation propagates at constant force. At high temperatures the alloys with γ_1 matrix have lower deformation strength than those with ϵ matrix, but the activation energy of deformation with the first alloys is 80.1 kJ/mole, and with the second ones 45.5 kJ/mole. Deformability of alloys in hot extrusion is highly reduced due to the formation of carbides from carbon oversaturated ϵ and τ phases. Upsetting rate increases the basic deformation parameters. At sufficient temperature and deformation rate the phase recrystallizes into uniform polygonal grains. Deformation process also accelerates the transformation of ϵ into τ .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В индукционной электропечи было изготовлено несколько сплавов с различной структурой затвердевания, причём определено влияние отдельных элементов на структуру затвердевания и на структуру после отжига. Перитектическая фаза γ_1 и эвтектоид $\gamma_1 + \beta$ Mn существенно снижают способность деформации, поэтому отжиг при t -ре ниже 850°C невозможен. Наоборот же фазы ϵ и δ Mn имеют достаточную способность к деформации, так что отжиг уже возможен при t -ре 700°C . Процесс деформации этих сплавов при отжиге подобен процессу деформации металлов. В зависимости от отношения: сила — деформация находим характерные точки: начало динамического действия, деформационная вязкость и предел текучести,

свыше которой деформация продолжается при константной силе. При высокой t -ры имеют сплавы, основная фаза которой γ_1 более низкую деформационную вязкость в сравнении с сплавами с основой из ϵ фазы, хотя энергия активизации для деформации сплавов первого вида составляет $80,1$ кдж, а второго вида — $45,5$ кдж/мол. Деформируемость сплавов при горячей экструзии уменьшает образование карбидов и ϵ и t фаз, слишком насыщенных с углеродом. Быстроту обжатия увеличивают основные деформационные параметры. При достаточной t -ры и быстроты деформация фаза рекристаллизации получается в равномерно полигональных зёрен. Процесс деформации ускоряет также превращение $\epsilon \rightarrow t$.