

LIVARSKI VESTNIK

Izdajatelj / Publisher:

Društvo livarjev Slovenije
Lepi pot 6, P.P. 424, SI-1001 Ljubljana
Tel.: + 386 1 252 24 88
Fax: + 386 1 426 99 34
E-mail: drustvo.livarjev@siol.net
Spletna stran: www.drustvo-livarjev.si

Glavni in odgovorni urednik / Chief and responsible editor:

prof. dr. Alojz Križman
E-mail: probatius@triera.net

Tehnično urejanje / Technical editing:

mag. Mirjam Jan-Blažič

Uredniški odbor / Editorial board:

prof. dr. Alojz Križman, Univerza v Mariboru
prof. dr. Primož Mrvar, Univerza v Ljubljani
prof. dr. Jožef Medved, Univerza v Ljubljani
doc. dr. Gorazd Lojen, Univerza v Mariboru
prof. dr. Andreas Bührig-Polaczek, Giesserei
Institut RWTH Aachen
prof. dr. Peter Schumacher, Montanuniversität
Leoben
prof. dr. Reinhard Döpp, TU Clausthal
prof. dr. Jozef Suchy, AGH Krakov
prof. dr. Jaromir Roučka, Institut Brno
prof. dr. Branko Bauer, Univerza v Zagrebu
dr. Milan Lampič, Fritz Winter, Stadtallendorf

Prevod v angleški jezik /

Translation into English:
Marvelingua, Aljaž Seničar s.p.

Lektorji / Lectors:

Angleški jezik / English:
dipl. ing. Peter Haensel, Düsseldorf
Slovenski jezik / Slovene:
prof. Janina Šifrer

Tisk / Print:

Fleks d.o.o.

Naklada / Circulation:

4 številke na leto / issues per year
800 izvodov / copies

Letna naročnina: 35 EUR z DDV

Year subscription: 35 EUR (included PP)

Dano v tisk: september 2017



SIAPRO d.o.o.

Postaja 9
SI-5216 MOST NA SOČI

Direktor: Franci Jezeršek

Tel.: +386 5 3841 632
Fax: +386 5 3841 630
E: info@siapro.si
<http://www.siapro.eu>

VSEBINA / CONTENTS

Stran / Page:

R. Döpp: **Vplivi na mehanske lastnosti sive litine /
Contribution to the mechanical properties of grey
cast iron** 140

Fikret Kabakcı, Mustafa Acarer, Selçuk Keskinkılıç,
Filiz Kumdalı Acar: **Žilavost osnovnega materiala
in zvarov P91 / Toughness of P91 Base and Weld
Metal** 154

L. Lavtar, M. Petrič, B. Taljat, S. Kastelic, P. Mrvar:
**Optimizacija hladilno-grelnega sistema v orodjih za
tlačno litje / Optimization of cooling-heating system
in HPDC tools** 162

Maja Vončina, Terezija Poženel, Mitja Petrič, Primož
Mrvar, Jožef Medved: **Vpliv livarskih napak na
električne lastnosti ulitka iz aluminija / Influence
of Foundry Defects on the Electrical Properties of
Al-Castings** 172

G. Kugler, P. Mrvar, M. Petrič, A. Križman, M. Terčelj:
**Izboljšava mehanskih lastnosti / Improving the
Mechanical Properties of AM60 Foundry Alloy** 180

AKTUALNO / CURRENT

57. mednarodno livarsko posvetovanje Portorož 2017 194

Slavnostna podelitev listine častnega člana Društva
livarjev Slovenije prof. dr. ing. Reinhard-u Döpp-u 211

Koledar livarskih prireditvev 2017/2018 213

Portorož 2018 214

Izdajanje Livarskega vestnika sofinancira Javna agencija za raziskovalno dejavnost Republike Slovenije
Publishing supported by Slovenian Research Agency
Livarski vestnik je vpisan v razvid medijev Ministrstva za kulturo pod zaporedno številko 588

Vplivi na mehanske lastnosti sive litine

Contribution to the mechanical properties of grey cast iron

1 Uvod

Siva litina z lamelnim grafitom ali siva litina (GB) ali Gusseisen mit Lamellengraphit GJL, kratko Grauguss (D), skladno s standardom DIN EN 1561 (1997-08), še naprej zavzema prvo mesto na področju proizvodnje ulitkov iz materialov Fe-C-Si, kljub zmanjšanju obsega proizvodnje (Sl. 1) [1].

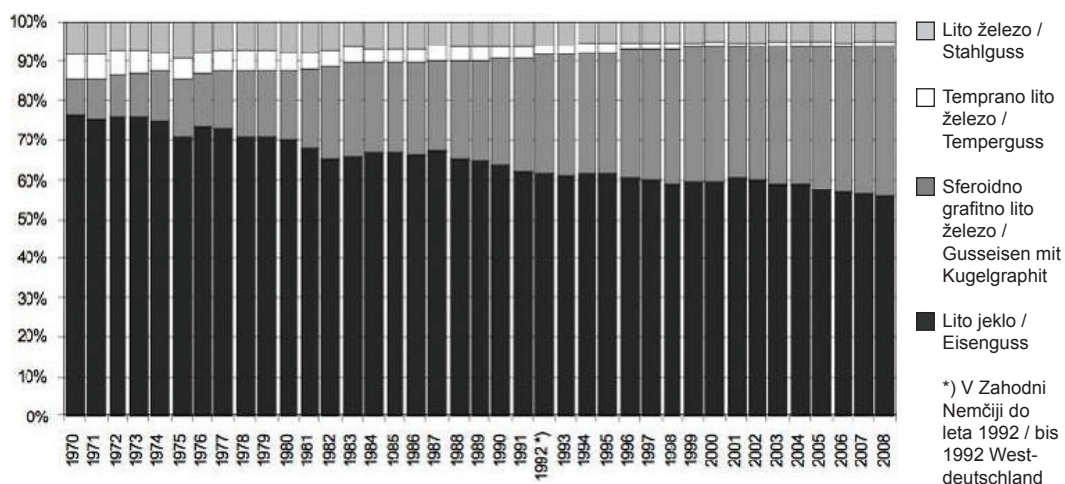
V Preglednici 1 je prikazano, da je bilo v Nemčiji v letu 2014 proizvedenih

2,3 milijona ton sive litine (GJL), kar ustreza 57 % celotne proizvodnje materialov Fe-C-Si v skupni vrednosti 4,1 milijona ton. Leta 2014 je bilo na svetu vsega

1 Introduction

Flake graphite cast iron or lamellar graphite cast iron or grey cast iron (GB) or gray cast iron (US) or Gusseisen mit Lamellengraphit GJL or briefly Grauguss (D) according to DIN EN 1561 (1997-08) maintains its leading position as Nr. 1 within the group of cast Fe-C-Si-materials in spite of decreasing percentage of production (fig. 1) [1].

Following table 1 Germany in 2014 produced 2,3 Mio t GJL = 57 % of the total Fe-C-Si-sum 4,1 Mio t. In 2014 the whole world produced 47,5 Mio t = 56 % of the total Fe-C-Si-sum 84,4 Mio t (Modern Casting



Slika 1: Proizvodnja ulitkov iz materialov Fe-C-Si v % v Nemčiji med 1970–2008

Figure 1: Production of cast Fe-C-Si-materials in % in Germany 1970-2008

Vir / Source: Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie (BDG)

skupaj proizvedenih 47,5 milijonov ton sive litine, kar znaša 56 % celotne proizvodnje materialov Fe-C-Si v skupni vrednosti 84.4 milijona ton (Modern Casting, december 2015). Drugo mesto po količini proizvodnje neverjetno zavzema nodularno (grafitno) lito železo GJS s 37 % (v svetu 30 %), sledi mu lito jeklo s 5 % (v svetu 13 %) in temprano lito železo z 1 % (tako v Nemčiji kot v svetu) [2].

December 2015). The next amazing position reached nodular (spheroidal) graphite cast iron GJS with 37 % (world 30 %), followed by cast steel 5 % (world 13 %) and malleable cast iron 1 % (D and world) [2].

2 Technical Discussion

One main reason for the leading position of grey cast iron in spite of decreasing

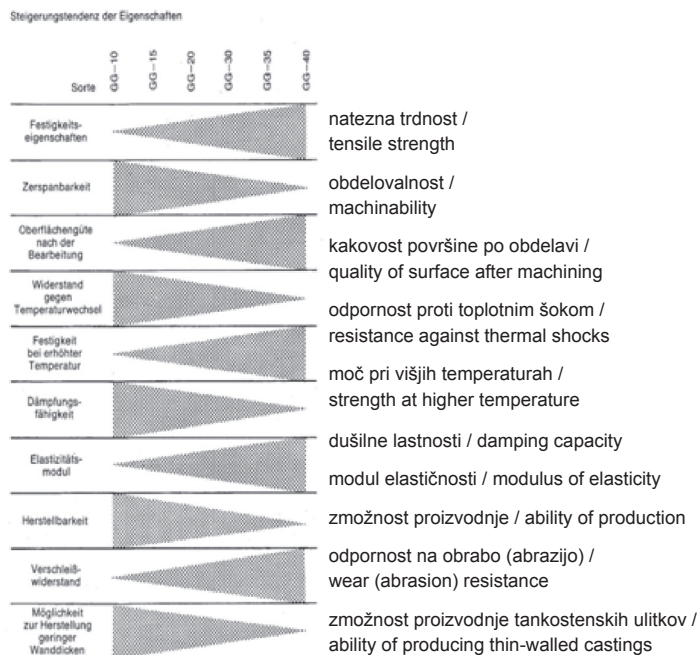
Preglednica 1: Proizvodnja litin iz materialov Fe-C-Si- v letu 2014 [2]

Table 1: Production of cast Fe-C-Si-materials in 2014 [2]

	Nemčija / Germany		Svet / World	
	v tonah / in tons	%	v tonah / in tons	%
GJL	2.355.957	57	47.461.966	56
GJS	1.520.855	37	25.032.847	30
GJMB + GJMW	30.486	1	900.818	1
GS	206.894	5	11.049.705	13
skupaj / total	4.114.192	100	84.445.336	100

Slika 2: Nekatere mehanske, fizikalne in tehnološke lastnosti sive litine s povečano natezno trdnostjo [3]

Figure 3: Some mechanical, physical and technological properties of grey cast iron with increasing tensile strength [3]



2 Tehnična razprava

Eden izmed glavnih vzrokov za vodilni položaj sive litine kljub zmanjšanju obsega proizvodnje (leta 1970 v Nemčiji 77 %, leta 2014 pa 57 %) predstavlja izvrstna kombinacija njenih mehanskih, fizikalnih in tehnoloških lastnosti.

Nekaj tehnoloških lastnosti je prikazanih v Sl. 2 [3]. Drug razlog za tako obširno uporabo pa je gospodarna proizvodnja.

Prof. W. Patterson, moj učitelj v Aachnu, je dejal: »Siva litina (Grauguss) je tako popoln material, da bi ga bilo treba nemudoma izumiti, če ga ne bi poznali že stoletja.«

Brez dvoma je ogromno livarjev po vsem svetu sodelovalo v dejavnostih z namenom izboljšanja proizvodnih postopkov in tehničnih lastnosti sive litine, še posebej pa zlitin železa in Fe-C-Si-X.

Naj omenim nekaj znanih zbirk znanj, skupaj z avtorji in njihovimi sodelavci:

- E. Piwowarsky (D) 1929 in 1951 [4]
- W. Patterson (D) 1960 [5]
- C.W. Walton (US) 1957 in 1962 [6]
- H.T. Angus (GB) 1960 [7]
- O. Liesenberg in D. Wittekopf (D) 1992 [8]
- F. Neumann (D) 1994 [9]
- W. Bauer (A) 2013 [10]

Dolgoročno in kritično letno ocenjevanje idej z vsega sveta s področja specializiranih livarskih tehnik od leta 1964 pa do danes so predlagali in izvedli P. Schneider in W. Standke, VDG Düsseldorf: Jahresübersichten des Giessereiwesens. Največji delujoči strokovnjaki na področju sive litine so: H.F.W. Hauptvogel, W. Weis in R. Deike: Giesserei 101 (2014), št. 1, str. 101–102.

Na podlagi strukturnih raziskav [h] Laplanche (F) 1947 [11], raziskav materialov A. Collaud (CH) 1954/55 [12]

percentage of production (1970 in Germany 77 %, 2014 57 %) is the excellent combination of mechanical, physical and technological properties.

Some technical aspects shows fig. 2 [3]. A further important reason for the wide spread application is the economical production.

Prof. W. Patterson, my teacher in Aachen, said: „Grey cast iron (Grauguss) is such an ideal material, that it should be invented at once, if it would not been known already since many hundred years.“

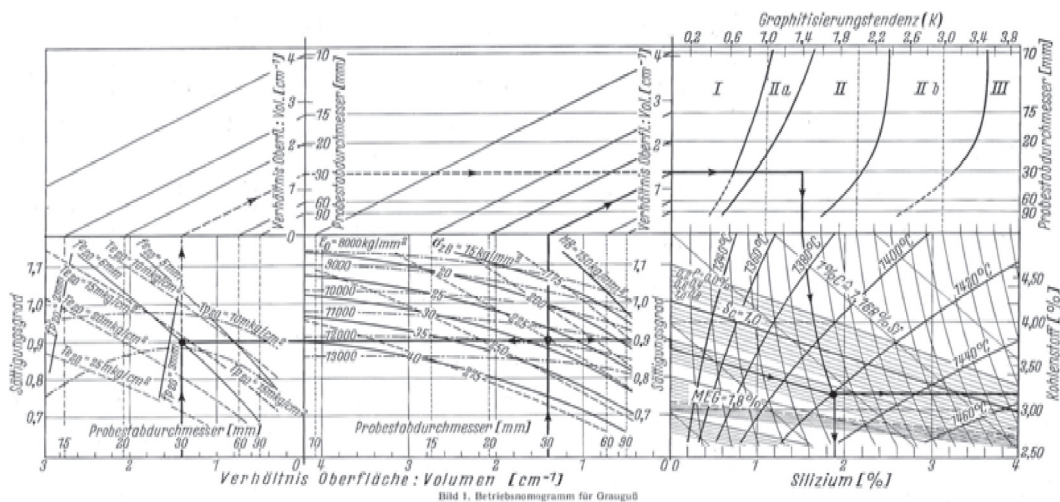
No question, that a lot of foundrymen around the world were engaged to improve production procedures and technical properties of grey cast iron and generally iron based Fe-C-Si-X-alloys.

Some well known books as examples for concentrated knowledge shall be mentioned with respect to the authors and their coworkers:

- E. Piwowarsky (D) 1929 and 1951 [4]
- W. Patterson (D) 1960 [5]
- C.W. Walton (US) 1957 and 1962 [6]
- H.T. Angus (GB) 1960 [7]
- O. Liesenberg and D. Wittekopf (D) 1992 [8]
- F. Neumann (D) 1994 [9]
- W. Bauer (A) 2013 [10]

A remarkable continuous and critical annual observation of actual publications worldwide concerning special fields of foundry technique since 1964 up to the presence was proposed and realized by P. Schneider and W. Standke, VDG Düsseldorf: Jahresübersichten des Giessereiwesens. The acting experts for grey cast iron are H.F.W. Hauptvogel, W. Weis and R. Deike: Giesserei 101 (2014), Nr. 1, S. 101-102.

Based on structural investigations of H. Laplanche (F) 1947 [11], material investigations of A. Collaud (CH) 1954/55 [12] and metallurgical equilibrium



Slika 3: Shema delovanja za sivo litino [14]

Figure 3: Operating diagram for grey cast iron [14]

in raziskav metalurškega ravnotežja W. Oelsen, K. Roesch in K. Orths (D) 1955 [13] sta W. Patterson in R. Döpp (D) 1960 [14] razvila shemo delovanja za sivo litino »Betriebsnomogramm für Grauguß«: Sl. 3.

Širok razpon mehanskih lastnosti je mogoče po A. Collaud [12] razdeliti na glavne statične lastnosti, in sicer natežno trdnost, trdoto in prožnostni modul (prikazano spodnjem srednjem delu Sl. 3) ter lastnosti v povezavi z voljnostjo in žilavostjo, elastičnim ter plastičnim upogibkom in udarno trdnostjo ali odpornostjo na udarce na drugi strani (v spodnjem levem delu Sl. 3).

Lastnosti niso ločljive in so v celoti odvisne od kemijske sestave in pogojev ohlajanja. Ti dejavniki v prvi vrsti vplivajo na metalografske strukture ulitka in v drugi tudi na lastnosti.

V Sl. 3 je vodoravna os, ki prikazuje hitrost ohlajanja, opredeljena kot razmerje O/V = površina/prostornina v cm^{-1} , kot sta določila W. Patterson in F. Iske [15].

Na navpični osi je kemijska sestava opredeljena kot stopnja nasičenost

investigations of W. Oelsen, K. Roesch and K. Orths (D) 1955 [13], W. Patterson and R. Döpp (D) 1960 [14] developed the »Betriebsnomogramm für Grauguß«: fig. 3.

The wide range of mechanical properties may be divided, following A. Collaud [12], into the main static properties tensile strength, hardness and modulus of elasticity on the one side (in fig. 3 middle of the lower part) and the ductility and toughness properties as elastic and plastic deflection and impact strength or impact resistance on the other side (in fig. 3 lower part left).

All properties belong together and depend in detail on chemical composition and cooling conditions. These factors influence at first the metallographic structure of the casting and secondly all properties.

In fig. 3 on the horizontal axis the cooling rate is defined as ratio O/V = surface/volume in cm^{-1} following W. Patterson and F. Iske [15].

On the vertical axis the chemical composition is defined by the degree of saturation

$$SC = C/(4,23 - 0,312 Si - 0,275 P)$$

po A. Collaud [12], ter občasno ali pogosto uporabljena formula

$$SC = C/[4,23 - 1/3 (Si + P)].$$

Za spreminjanj mehanskih lastnosti 34 talin sive litine po A. Collaud [12] s Sl. 3 sta W. Patterson in R. Döpp [14] uporabila razmerja po P.A. Heller in H. Jungbluth Sl. 4 [16] ter pridobila krivulje, ki predstavljajo različne hitrosti ohlajanja: Sl. 5 + 6. Vse podrobnosti o transformaciji so zapisane v izvirni izdaji [14].

Eden izmed glavnih ciljev Sl. 3 je grafična določitev C in Si s presečiščem stopnje nasičenosti SC (oglejte si zgoraj) s stopnjo grafitizacije $K = 4/3 \% Si \times [1 - (5/(3 \% C + \% Si))]$ po H. Laplanche [11], primerjajte

$$SC = C/(4,23 - 0,312 Si - 0,275 P)$$

following A. Collaud [12], briefly and frequently used

$$SC = C/[4,23 - 1/3 (Si + P)].$$

Transforming the mechanical properties of the grey cast iron materials of 34 melts of A. Collaud [12] into fig. 3, W. Patterson and R. Döpp [14] used the relations of P.A. Heller and H. Jungbluth fig. 4 [16] to get representative lines for the different areas of cooling rate: fig. 5 + 6. All details of transformation are discussed in the original publication [14].

One main aim of fig. 3 is to determine C and Si graphically by section point of degree of saturation SC (see above) with degree of graphitization $K = 4/3 \% Si \times [1 - (5/(3 \% C + \% Si))]$ according to H. Laplanche [11], compare [17]. A new version of fig. 3 is fig. 7 with Ledeburit and Osannit.

Example here: If a customer wants a tensile strength of 280 N/mm² in a casting

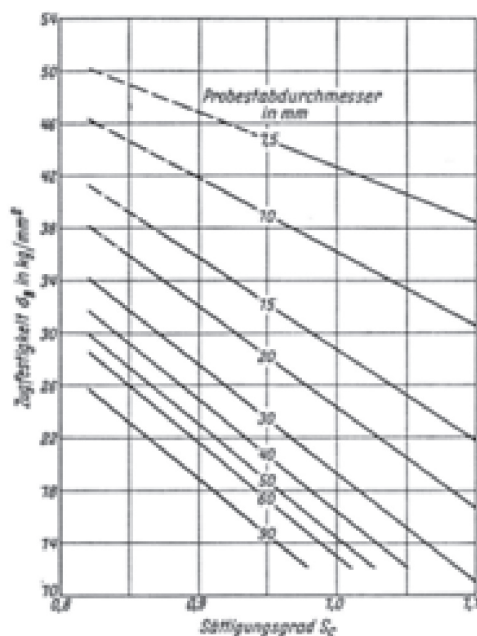


Bild 6. Berechnete Zusammenhänge zwischen der Zugfestigkeit und dem Sättigungsgrad des grauen Gießeisens in Abhängigkeit vom Probestabdurchmesser

Die Gleichungen der Bezugsgeraden des Bildes 6 lauten:

Für den Stab Dmr. 7,5 mm $\sigma_B = 84 - 41,5 \cdot S_c$

Für den Stab Dmr. 10,0 mm $\sigma_B = 92 - 48,5 \cdot S_c$

Für den Stab Dmr. 15,0 mm $\sigma_B = 99 - 70 \cdot S_c$

Für den Stab Dmr. 20,0 mm $\sigma_B = 101 - 77 \cdot S_c$

Für den Stab Dmr. 30,0 mm $\sigma_B = 102 - 82,5 \cdot S_c$

Für den Stab Dmr. 40,0 mm $\sigma_B = 101,5 - 85 \cdot S_c$

Für den Stab Dmr. 50,0 mm $\sigma_B = 100,5 - 85 \cdot S_c$

Für den Stab Dmr. 60,0 mm $\sigma_B = 99 - 85 \cdot S_c$

Für den Stab Dmr. 90,0 mm $\sigma_B = 95 - 85 \cdot S_c$

Slika 4 / Figure 4

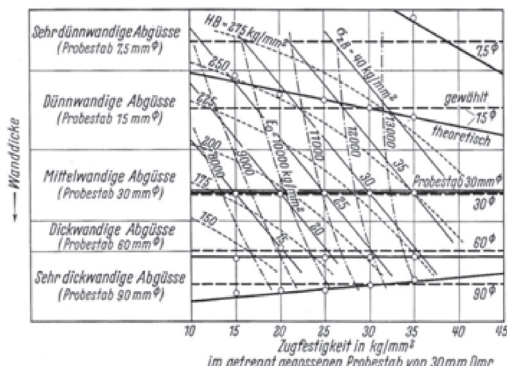


Bild 2. Repräsentative Linien im Collaudo'schen Normungsdiagramm für die mechanischen Haupteigenschaften von Grauguß

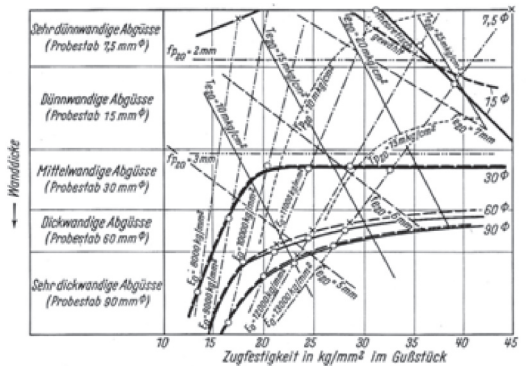


Bild 3. Repräsentative Linien im Collaudo'schen Normungsdiagramm für die Duktilitäts- und Zähigkeitseigenschaften von Grauguß

Slika 5 / Figure 5

Slika 6 / Figure 6

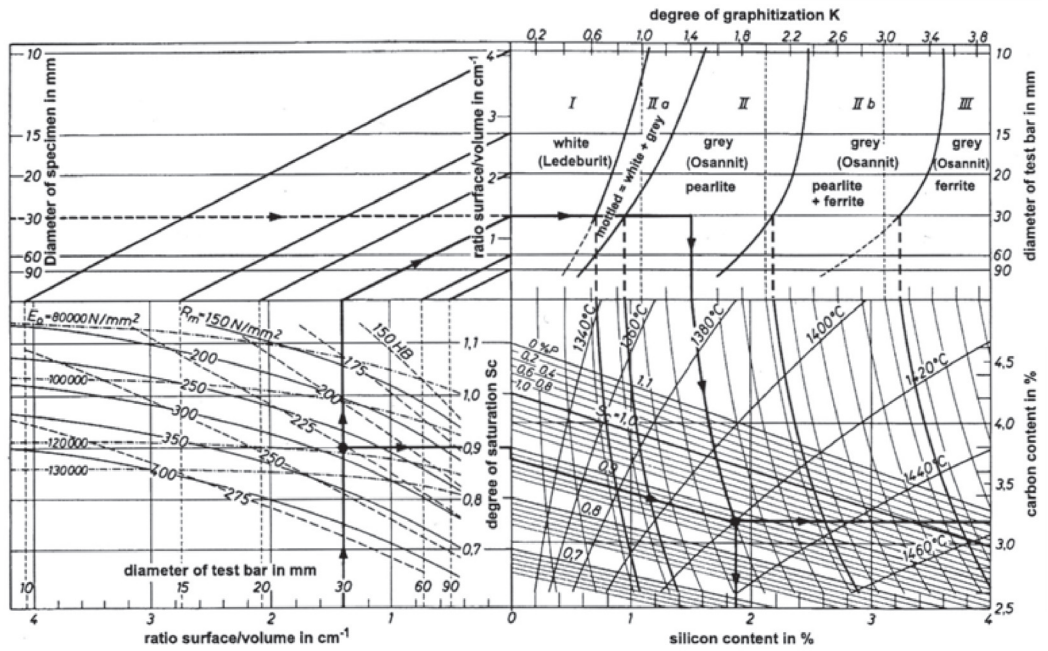


Figure 1 Floor diagram for cast iron to determine C and Si by S_c and K [7-10]

Slika 7 / Figure 7

Vir / Source: R. Döpp: Contribution ... 66th WFC 2004 Istanbul, Turkey

s [17]. Nova različica Sl. 3 je prikazana na Sl. 7 z ledeburitom in osanitom.

with about 15 mm wall thickness, the founder has to choose $SC = 0,9$ and $K = 1,4$. The

Primer: če potrebuje stranka natezno trdnost 280 N/mm^2 v ulitku z debelino stene pribl. 15 mm , mora livar izbirati med $\text{SC} = 0,9$ in $\text{K} = 1,4$. Presek vodi do vsebnosti $3,2 \% \text{ C}$ in $1,9 \% \text{ Si}$ ter ravnotežne temperature pribl. 1420°C . Posledično znaša trdota 225 HB in prožnostni modul E_0 skoraj 120.000 N/mm^2 .

Vse lastnosti s Sl. 3, 5 in 7 so skladne z zbirno formulo po A. Collaud [12]:

natezna trdnost

R_m je zmnožek prožnostnega modula E_0 in trdote HB

$$R_m = \alpha \times E_0 \times \text{HB} \times 10^{-6} \text{ in N/mm}^2$$

$$R_m = 10 \times E_0 \times \text{HB} \times 10^{-6} \text{ in N/mm}^2$$

Posledično je R. Mitsche [18] razmišljal o slavni trditvi po Collaud-Point: Sl. 8. Prikazuje:

cross section leads to $3,2 \% \text{ C}$ and $1,9 \% \text{ Si}$ and an equilibrium temperature of about 1420°C . The corresponding hardness is about 225 HB , the modulus of elasticity E_0 nearly 120.000 N/mm^2 .

All combined properties in fig 3, 5 and 7 follow the summarizing equation of A. Collaud [12]:

tensile strength

R_m is the product of modulus of elasticity E_0 and hardness HB

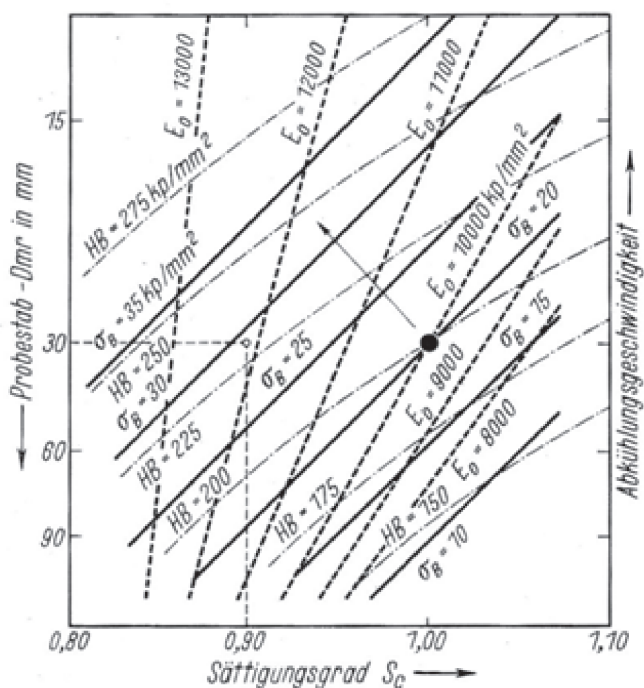
$$R_m = \alpha \times E_0 \times \text{HB} \times 10^{-6} \text{ in N/mm}^2$$

$$R_m = 10 \times E_0 \times \text{HB} \times 10^{-6} \text{ in N/mm}^2$$

Consequently R. Mitsche [18] discusses the famous Collaud-Point: fig. 8. It shows:

An eutectic melt ($\text{SC} = 1,0$) poured into a mould for a casting with 15 mm wall thickness (test bar 30 mm diameter) leads to

$$R_m = \alpha \times E_0 \times \text{HB} \times 10^{-6} \text{ in N/mm}^2 =$$



Slika 8: Razmerje med mehanskimi lastnostmi sive litine (E_0 , HB, R_m) in glavnimi dejavniki, ki vplivajo nanje (SC in hitrost ohlajanja) [18]

Figure 8: Relation between the mechanical properties of grey cast iron (E_0 , HB, R_m) and the main influencing factors (SC and cooling rate) [18]

Evtetična talina (SC = 1,0) izlita v kalup za ulitek z debelino stene (preizkusna palica s premerom 30 mm), vodi v do

$$R_m = \alpha \times E_0 \times HB \times 10^{-6} \text{ v N/mm}^2 = 10 \times 100.000 \times 200 \times 10^{-6} = 200 \text{ N/mm}^2$$

To je razvidno s Slik 3, 5 in 7.

Shema delovanja iz leta 1960 (Sl. 3) je bila leta 1979 [19] izboljšana z dodatkom standardiziranih razredov sive litine v skladu s standardom DIN 1692, ki se danes imenuje DIN EN 1561 (avgust 1997): Sl. 9 s 4 primeri razredov in lastnosti [19]. Zadnja različica (2016) je prikazana na Sl. 10 (še neobjavljena).

S Sl. 11 [17] je povsem jasno, da na strukturo in lastnosti ne vpliva stopnja nasičenosti SC, ampak stopnja grafitizacije K. Presečišče SC in K na Sl. 3 označuje, kako se SC razdeli na C in Si skladno z želenimi in potrebnimi mehanskimi lastnostmi, kot je zapisano zgoraj.

Na splošno je mogoče razmerje med K in strukturo določiti kot funkcijo debeline stene x mm in ustreznega posebej ulitega

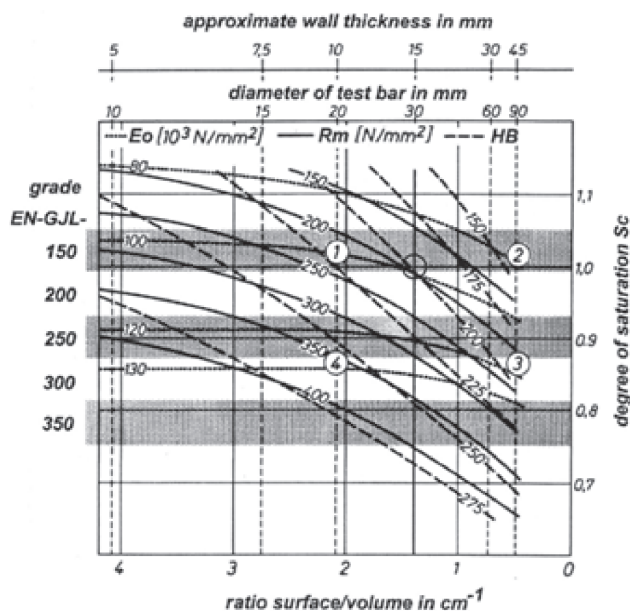
$$= 10 \times 100.000 \times 200 \times 10^{-6} = 200 \text{ N/mm}^2$$

This can already be seen in fig. 3, 5 and 7.

The original floor diagram 1960 (fig. 3) was improved 1979 [19] by adding the standardized grades of grey cast iron according to DIN 1692, today DIN EN 1561 (Aug. 1997): fig. 9 with 4 examples of grades and properties [19]. The last version (2016) is fig. 10 (not yet published).

Regarding fig. 11 [17] it is quite clear, that not the degree of saturation SC, but the degree of graphitization K determines structure and properties. The section point of SC and K in fig. 3 indicates, how SC is splitted into C and Si, depending on the wanted and necessary mechanical properties, as discussed above.

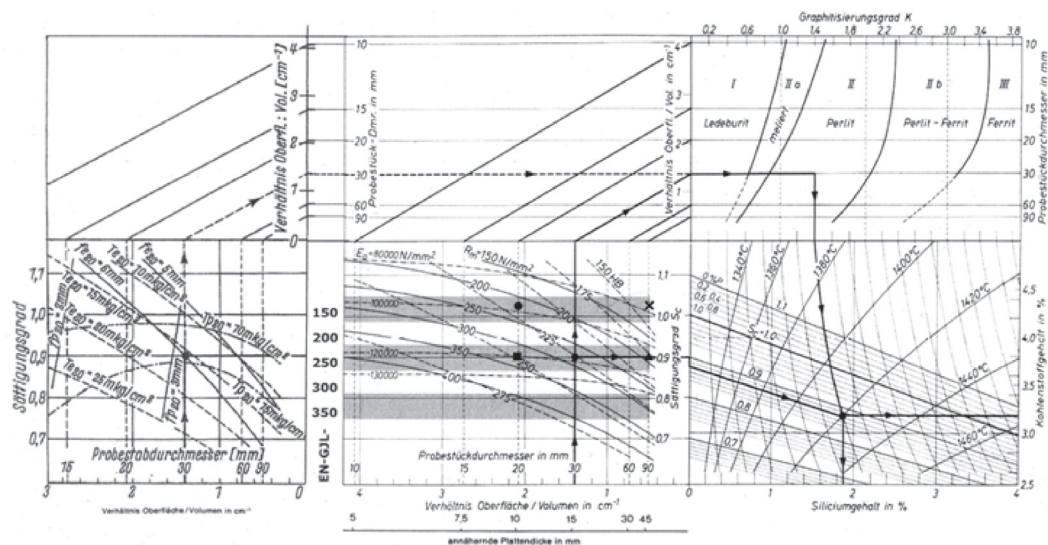
Fig. 12 [17] shows the general relation between K and structure as a function of wall thickness with x mm and corresponding separately cast specimen with diameter 2 x.



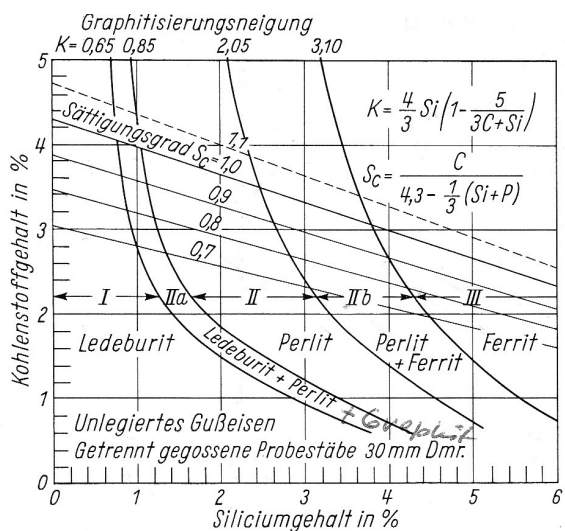
Slika 9: Izboljšana shema delovanja za sivo litino, vodoravne površine predstavljajo razrede natezne trdnosti po EN-GJL-150 do 350 v skladu s standardom DIN EN 1561 (1997).

Figure 9: Improved operating diagram for grey cast iron with horizontal areas for the tensile grades EN-GJL-150 to 350 according to DIN EN 1561 (1997).

Vir / Source: R. Döppa: Prispevek k razvoju litih materialov. 66th World Foundry Congress 2004, Istanbul, Turčija.



Slika 10 / Figure 10



Slika 11: Vpliv kemijske sestave (v tem primeru C in Si) in hitrosti ohlajanja (ločeno preizkusna ulita palica s premerom 30 mm) na strukturo ulitkov iz materialov Fe-C-Si [17]. Strukturo določata stopnja grafitizacije K in hitrost ohlajanja

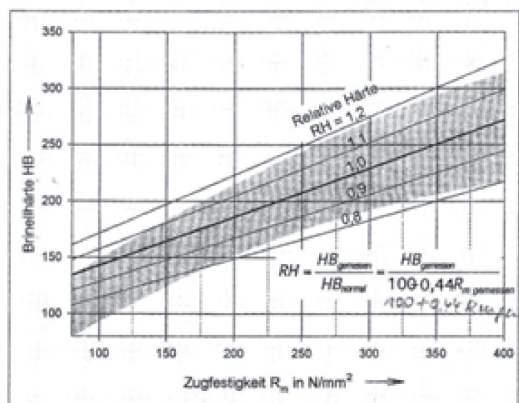
Bild 3. Gußeisenschaubild für getrennt gegossene 30-mm-Probstäbe und normalen Gießereisand nach H. Laplanche¹¹⁾. Sättigungsgrad nach vereinfachter VDZ-Formel¹²⁾ bei 0% P

Sättigungsgrad $S_c = \frac{\% C}{4,23 - 0,312\% Si - 0,275\% P}$ nach A. Collaud

Graphitisierungsgrad K nach H. Laplanche¹¹⁾ vgl. (13)

Gleichgewichtsisothermen der Kieselsäurereduktion nach W. Oelsen, K. Roesch und K. Orths [(vgl. auch ¹⁴⁾]

Figure 11: Influence of chemical composition (here C and Si) and cooling rate (here separately cast test bar 30 mm diameter) on structure of cast Fe-C-Si-materials [17]. The degree of graphitization K and the cooling rate determine the structure



Slika 14: Kadar je znana relativna trdota, je mogoče zmanjšati število talitev za izpolnitev zahtev glede razvrščanja po razredih.

Primer: pri $RH = 1,0$ razred trdote EN-HB 195 ustreza razredu natezne trdnosti EN-GJL-200.

Pri $RH = 0,9$ razred trdote EN-HB 195 ustreza razredu natezne trdnosti EN-GJL-250; primerjate z [21]

Figure 14: If relative hardness RH is known, the number of necessary melts to fulfill the requirements of the ordered grades can be reduced.

Examples: With $RH = 1,0$ hardness grade EN-HB 195 can be combined with tensile grade EN-GJL-200. With $RH = 0,9$ hardness grade EN-HB 195 can be combined with tensile grade EN-GJL-250; compare [21]

vzorca z 2-krat večjim premerom kot na Sl. 12 [17].

Sl. 13 [19] prikazuje, kako SC in natezna trdnost določata stopnjo razvoja RG in kako natezna trdnost in trdota po Brinellu določata relativno trdoto RH po W. Patterson [20]. To pa ima poleg praktičnega tudi tehnični in gospodarski pomen. Število proizvedenih razredov sive litine je mogoče v primeru znane vrednosti RH zmanjšati [21].

Lito železo je mogoče razvrstiti na podlagi natezne trdnosti ali po trdoti po Brinellu. Običajno je material EN-GJL-200 enak materialu EN-GJL-HB 195. To pomeni, da meri $RH = 1,0$. Če specifična livarna doseže vrednost $RH = 0,9$, razred trdote EN-HB 195 ustreza razredu natezne trdnosti EN-GJL-250: Sl. 14 [21].

Pri $RH = 1,0$ razredi natezne trdnosti EN-GJL-100 do -350 ustrezajo razredom trdote EN-HB 155 do 255 (Sl. 14) [21].

V vsakem primeru je uporaba toplotne analize za nadzor kakovosti in optimizacijo materiala smiselna [22]. Na področju sive litine predstavljata razmerje podhladitve po K.-H. Caspers [23] in relativna podhladitev po R. Döpp [24] preizkušena kvantitativna načina za ohranjanje kakovosti železnih ulitkov in njeno izboljšanje. Splošni vidiki [23] in [24] so prikazani na Sl. 15 [22].

Fig. 13 [19] shows, how SC and tensile strength determine the degree of maturity RG and how tensile strength and Brinell hardness determine the Relative Hardness RH , following

W. Patterson [20]. This has practical meaning, as well technically and economically. The number of produced grades of grey cast iron can be reduced, if RH is known [21].

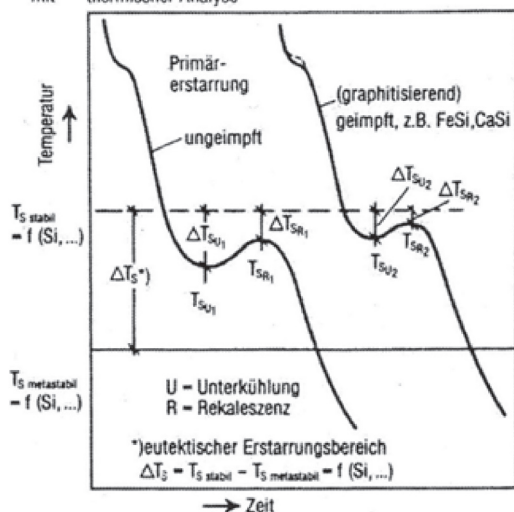
Cast iron may be ordered by tensile strength or Brinell hardness. For instance normally EN-GJL-200 corresponds to EN-GJL-HB 195. This provides $RH = 1,0$. If one distinct foundry reaches $RH = 0,9$, hardness grade EN-HB 195 can be combined with tensile grade EN-GJL-250: fig. 14 [21].

For $RH = 1,0$ the tensile grades EN-GJL-100 to -350 correspond to the hardness grades EN-HB 155 to 255 (fig. 14) [21].

In every case it is reasonable to use the thermal analysis for quality control and material optimizing [22]. In the field of grey cast iron the undercooling ratio of K.-H. Caspers [23] and the relative undercooling of R. Döpp [24] are proved quantitative ways to ensure and to improve the quality of iron castings. The general ways of [23] and [24] shows fig. 15 [22].

In their thesis work H. Schlingloff [25] and J. Pupava [26] investigated grey cast

Vorschlag zur Prüfung von Rohstoffen, Gattierungen, Schmelzen mit thermischer Analyse



1) Unterkühlungsquotient nach K. H. Caspers

$$= \frac{\text{Unterkühlung ungeimpft}}{\text{Unterkühlung geimpft}} \quad \text{z.B. } \frac{1150 - 1130}{1150 - 1140} =$$

$$= \frac{T_{S \text{ stabil}} - T_{S_{U1}}}{T_{S \text{ stabil}} - T_{S_{U2}}} \quad (\text{hier}) \quad \frac{20}{10} = 2 \quad (\text{Soll } 1,5 - 2,5)$$

Annahme (Voraussetzung): $T_{S \text{ stabil}}$ rd. 1150 °C

2) Si-bezogene oder

Relative Unterkühlung (Vorschlag R. Döpp)

= Unterkühlung ungeimpft bzw. geimpft bezogen auf Si-abhängiges Graphitisierungsintervall ΔT_s

$$\text{z.B. } \frac{\Delta T_{S_{U1}}}{\Delta T_s = f(Si)} \cdot \frac{\Delta T_{S_{R1}}}{\Delta T_s = f(Si)} \cdot \frac{\Delta T_{S_{U2}}}{\Delta T_s} \cdot \frac{\Delta T_{S_{R2}}}{\Delta T_s} \quad \text{Quotient der Quot.}$$

Slika 15: Razmerje podhlajanja po K.-H. Caspers [23] in relativna podhladitev po R. Döpp [24] sta praktična in preizkušena načina za določanje in optimizacijo kakovosti talin v železnih ulitkov.

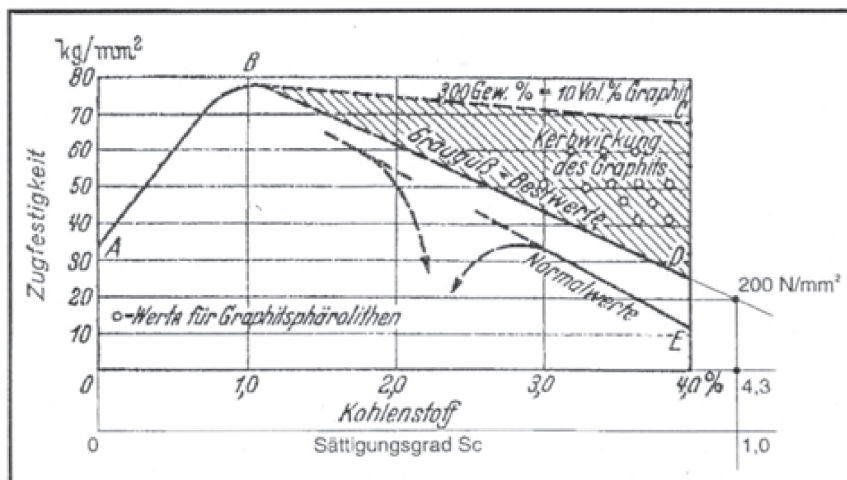
Figure 15: Undercooling ratio of K.-H. Caspers [23] and relative undercooling of R. Döpp [24] are practical and proved ways to determine and optimize the quality of melts and iron castings

V svojem doktorskem delu sta H. Schlingloff [25] in J. Pupava [26] raziskovala sive litine, stališne v kupolki na vroč zrak [25] in v indukcijski peči [26]. Oba potrjujeta, njuna mnenja se namreč razhajata zgolj v nekaj podrobnostih, splošni vpliv kemijske sestave in pogojev ohlajanja na mehanske lastnosti železnih ulitkov, podoben dognanjem A. Collaud [12]. To predstavlja tudi vzpodbudno potrditev sheme delovanja po W. Patterson in R. Döpp glede sive litine [3]. Podrobnosti o učinkujočih dejavnikih in izhajajočih mehanskih lastnostih so povzete v literaturi, npr. [27].

Nedavno je prišlo do neverjetnega odkritja, kot so že zapisali J. Czikel, G. Gaede in G. Gurbaxani v letu 1971 [28], glede splošnega razmerja med R_m / HB in številom evtektičnih celic ter odpornostjo litega železa na udarce. To predstavlja povezavo z neprecenljivim delom Collauda

iron melted in hot blast cupola [25] and induction furnace [26]. Both confirm, with some differences in details, the general influence of chemical composition and cooling conditions on the mechanical properties of iron castings similar to A. Collaud [12]. This is also an encouraging confirmation to the floor diagram of W. Patterson and R. Döpp for grey cast iron [3]. Details of the influencing factors and the resulting mechanical properties are summarized in literature, for instance [27].

An amazing observation recently was, that J. Czikel, G. Gaede and G. Gurbaxani already in 1971 [28] had found the general relation between ratio R_m / HB and the number of eutectic cells and the impact resistance of cast iron. This is a connection to Collauds valuable work [12], also to K.-H. Caspers [23]. Furthermore it supports some



Slika 16: Vizija E. Piowowskyja glede izboljšanja natezne trdnosti sive litine in dejansko stanje [30]

Figure 16: Vision of E. Piowowsky to increase tensile strength of grey cast iron and present reality [30]

[12] in tudi K.-H. Caspera [23]. Prav tako potrjuje nekatere trditve prispevkov avtorjev iz Portoroža leta 2015 [29].

Nenazadnje: vizija E. Piowowskyja glede izboljšanja natezne trdnosti sive litine (Sl. 16) se je uresničila na dveh področjih: včasih najboljše vrednosti kosmičaste (lamelarne) sive litine so sedaj samo srednje visoke: $R_m = 1000\text{--}800$ SC v N/mm^2 .

Prav tako je razvoj na področju nodularnega (kroglastega) litega železa znatno izboljšal natezno trdnost in voljnost.

considerations of the author's contribution in Portorož 2015 [29].

Finally: The vision of E. Piowowsky concerning the improvement of tensile strength of grey cast iron (fig. 16) is fulfilled in two fields: The former best values of flake (lamellar) grey cast iron are now medium values: $R_m = 1000 - 800$ SC in N/mm^2 .

Furthermore the development of nodular (spheroidal) graphite cast iron has significantly increased the tensile strength and ductility.

3 Viri / Literature

- [1] Bundesverband der Deutschen Giesserei-Industrie (BDG), Düsseldorf 2009
- [2] Modern Casting, ZDA, december 2015.
- [3] Zentrale für Gussverwendung (ZGV): Leitfaden für Gußkonstruktionen. Giesserei-Verlag, Düsseldorf 1966, str. 14.
- [4] E. Piowowsky: Hochwertiger Grauguß, Berlin 1929. 2. Aufl. Aachen: Gußeisen, Berlin/Göttingen/Heidelberg 1951, Nachdruck 1961.
- [5] W. Patterson und Mitarbeiter, Aachen: Der Werkstoff Gußeisen. In: Handbuch der Gießereitechnik, Hrsg. F. Roll, Duisburg, Band 1, Teil 2. Berlin/Göttingen/Heidelberg 1960.

-
- [6] C.F. Walton (Editor): The gray iron castings handbook. Gray Iron Founders Society Inc. Cleveland, Ohio, USA 1957. 2. Aufl. 1962. Deutsche Ausgabe VDG Düsseldorf: Gusseisen-Handbuch, übersetzt und bearbeitet von W. Patterson und Mitarbeitern in Aachen, Gießerei-Verlag Düsseldorf 1963.
- [7] H.T. Angus: Physical and Engineering Properties of Cast Iron, BCIRA, British Cast Iron Research Association, Alvechurch, Birmingham, England, 1960
- [8] O. Liesenberg und D. Wittekopf: Stahlguß- und Gußeisenlegierungen. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie GmbH Leipzig 1992.
- [9] F. Neumann: Gußeisen – Schmelztechnik, Metallurgi, Schmelzbehandlung. expert verlag, Renningen-Malmsheim 1994.
- [10] W. Bauer: Gußeisen mit Lamellengraphit – Metallurgie, Gefüge- und Werkstoffkunde von Grauguß für Anwender. Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben 2013.
- [11] H. Laplanche: Metal Progr. 52 (1947), str. 991–993; 55 (1949), 839–841.
- [12] A. Collaud: Giesserei, techn. wiss. Beih., št. 14, 1954, str. 709–726; št. 15, 1955, 767–799
- [13] W. Oelsen, K. Roesch in K. Orths: Archiv Eisenhüttenwesen 26 (1955), S. 641–653
- [14] W. Patterson in R. Döpp: Giesserei 47 (1960), št. 7, str. 175–180; vgl. Giesserei-Kalender 1960, str. 113–117; 1977, str. 54 (skupaj s H. Reuter)
- [15] W. Patterson in F. Iske: Giesserei, techn.-wiss. Beih., št. 22 (sept. 1958), str. 1147–1169; vgl. Giesserei-Kalender 1959, str. 118–121
- [16] P.A. Heller in H. Jungbluth: Giesserei 42 (1955), št. 10, str. 255–257
- [17] W. Patterson in R. Döpp: Giessereiforschung 21 (1969), št. 2, str. 87–93
- [18] R. Mitsche: Giesserei 50 (1963), št. 20, str. 609–610
- [19] R. Döpp: Giesserei 66 (1979), št. 2, str. 40–43
- [20] W. Patterson, Giesserei 45 (1958), št. 14, str. 385–387
- [21] R. Döpp: Giesserei-Praxis 53 (2002), št. 10, str. 375–378; Giesserei-Erfahrungsaustausch 47 (2003), št. 4, str. 138–141; konstruieren + giessen 27 (2002), št. 4, str. 8–9; 28 (2003), št. 4, str. 46
- [22] R. Döpp, D. Blankenagel, K. Lindemann, B. Prinz in Y. Radjef: Giesserei-Praxis 45 (1994), št. 7, str. 141–148
- [23] K.-H. Caspers: Giesserei 61 (1974), str. 20, str. 611–615
- [24] R. Döpp: Giesserei 76 (1989), št. 2, str. 47–53
- [25] H. Schlingloff in R. Döpp: Giesserei-Rundschau 44 (1997), št. 9/10, str. 10–18
- [26] J. Pupava, R. Döpp in F. Neumann: Giesserei 88 (2001), št. 9, str. 40; Giesserei-Praxis 52 (2001), str. 9, str. 373–374; Giesserei-Erfahrungsaustausch 45 (2001), št. 10, str. 428–429; vgl. J. Pupava und R. Döpp: Slevarenstvi 49 (2001), št. 5–6, str. 302–305
- [27] W. Patterson in R. Döpp: Giesserei 60 (1973), št. 2, str. 32–39 Kritik W. Weis: Giesserei 60 (1973), št. 16, str. 503
- [28] J. Czikel, G. Gaede in G. Gurbaxani: predavanje 38. Internationaler Giessereikongress v Düsseldorfu 1971; Giesserei 58 (1971), str. 24, str. 734–747
- [29] R. Döpp: Beitrag Duktilität 55. Internationale Giesserei-Konferenz Portorož 2015
- [30] Beitrag R. Döpp 1. Giessereihistor. Colloquium, Düsseldorf 2005; VDG-Fachbericht 088, 2005, str. 126

Žilavost osnovnega materiala in zvarov P91

Toughness of P91 Base and Weld Metal

Povzetek

Jeklo P91 se izdatno uporablja v procesih pri povišanih temperaturah na področju fosilnih goriv in v jedrskih elektrarnah, in sicer za cevi in napeljave, saj je izredno odporno proti lezenju in oksidaciji. Prav tako sta zanj značilni dobra varivost in žilavost. V tej študiji smo proučevali lastnosti v povezavi z žilavostjo osnove P91 in zvarov. Prav tako je bila določena prehodna temperatura krhkega loma (DBTT - ductile-to-brittle transition temperature) osnovnega materiala P91. Mikrostruktura osnovnega materiala in zvarov vsebuje martenzit in popuščani martenzit ter nekatere precipitate. V preizkusu DBTT je bila ugotovljena žilavost jekla P91 v obliki osnovnega materiala in zvarov kar 80 J tudi pri -60 °C. Žilavost zvarov P91 meri pri sobni temperaturi 92 joulov.

Ključne besede: toplotna odpornost jekla CrMo, varjenje, toplotna obdelava

Abstract

P91 CrMo steel is extensively used at elevated temperature applications in fossil fire and nuclear power plants for tube and piping due to its excellent creep and oxidation resistance. Also they should have acceptable weldability and toughness. In this study microstructure and toughness properties of P91 base and weld metal were investigated. The ductile-brittle transition temperature (DBTT) of P91 base metal was also figured out. The microstructures of the base and weld metal have martensite and tempered martensite and some precipitates. In the (DBTT) test, toughness of P91 steel as base metal was observed as high as 80J even at -60 oC. Toughness of P91 weld metal has 92 Joule at room temperature.

Keywords: Heat resistance CrMo steels, Welding, Heat treatment

1 Uvod

Glavna težava v elektrarnah je že leta povezana z zmanjševanjem izpustov ogljikovega dioksida in energetske učinkovitostjo. Kot odgovor na to težavo so bili razviti ultrasuperkritični (USC – ultra-supercritical) generatorji za elektrarne. Vendar pa je ta tehnologija privedla do še ostrejših pogojev, npr. višjih temperatur, prav tako pa je vplivala na merila glede lastnosti materialov, ki se uporabljajo v elektrarnah. 9-odstotno Cr-legirano feritno jeklo, kot je P91, ki je primerno za

1 Introduction

The first main problem in power plants for years has been reducing carbon dioxide emissions and energy efficiency. Ultra-super critical (USC) power plants generators have been developed as solution to this problem. But this technology has brought more severe conditions such as higher temperature and also has affected material properties criteria used in power plants. 9%Cr ferritic creep resistant alloy steels such as P91, capable of long term service up to 650°C- 700 °C, were used at USC plant applications such as the

dolgotrajno uporabo pri temperaturah do 650 °C–700 °C, se v sistemih USC v elektrarnah uporablja npr. za glavne parne vode, toplotne izmenjevalnike in cevovode za vroče tekočine, saj bolje prevaja toploto, se manj razteza ob povišanih temperaturah ter je bolj odporno proti nabrekanju kot avstenitno jeklo [1, 2].

Mikrostrukturo 9-odstotnih Cr-legiranih feritnih jekel sestavlja popuščani martenzit, utrjujejo pa jo dislokacije, topljenci in precipitati. Varjenje jeklenih cevi P91 poslabšajo z lezenjem povezane lastnosti, v varilnih materialih, podvrženih toplotni obdelavi po varjenju (PWHT - post-weld heat treatment) z namenom popravil pa nastajajo mikrostrukturne napake. Vendar pa je višja ali nižja stopnja PWHT lahko nevarna, saj vodi višja temperatura PWHT v ogrobitvev precipitativ, nižja temperatura PWHT pa v večja odstopanja s trdoto povezanih lastnosti [3].

Življenjska doba jeklenih cevi se hitro krajša v povezavi z nastajanjem razpok pri lezenju in njihovo rastjo. Kot je že bilo omenjeno, temperatura in čas toplotne obdelave po varjenju učinkujeta na zvar in na toplotno vplivana območja (HAZ - heat-affected zone). Ugotovljena so bila razpokana območja jeklenih cevi P91 in P92, predvsem na lokacijah TIPA IV [4]. Postopki PWHT so namenjeni izboljšanju žilavosti in voljnosti ter zmanjšanju trdnosti toplotni vplivanih območij HAZ. Upravljanje časa in temperature PWHT bi lahko bilo izredno pomembno z vidika življenjske dobe varjenih cevi. Številni raziskovalci priporočajo temperature PWHT 750 ali 760 °C za jekla P91 in P92. Raziskave PWHT in njenih učinkov so sprožile povečanje uporabe jeklenih cevi P92 [5, 6, 7, 8].

main steam pipe, heat exchangers and hot fluid pipes due to having the better thermal conductivity, lower thermal expansion and superior swelling resistance than austenitic steels [1, 2].

The microstructure of 9% Cr ferritic steels is tempered martensite and are hardened by dislocations, solutes and precipitates. Welding of P91 steel pipes aggravate the creep properties and the welding materials subject to PWHT to repair the microstructure defects. But lower or higher PWHT conditions could be hazardous because high PWHT temperature gives rise to more coarsening precipitates or lower PWHT temperature cause of larger differences in the hardness properties [3].

The total life of the steel pipes tend to be decreasing because of creep crack initiation or growth behavior. As mentions PWHT temperature or times effects the crack behaviours of weld and HAZ regions. Observed welding crack areas of P91 and P92 steel pipes condensed on TYPE IV location [4]. After the weld PWHT applications are improving the toughness and ductility and reduce the hardness of HAZ. Controlling of PWHT times or temperature could be extremely important regarding the life of welding pipes. Recommended PWHT temperatures are presented 750 or 760 °C for P91-P92 steels by many researches. Especially the increase of P92 steel pipes in the last 10 years has compelled the research of PWHT conditions and its effects [5, 6, 7, 8].

2 Experimental Procedure

In this work, P91 steel plate was used as base metal as received condition (tempered). P91 all weld metal was produced by shielded metal arc welding (SMAW) in Gedik Welding Company in Turkey as explained in detail

2 Poskusni postopek

V tej raziskavi je jeklena plošča P91 predstavljala osnovni material (poboljšan). Vsi zvari P91 so bili proizvedeni po postopku ročnega obločnega varjenja z oplašeno elektrodo (SMAW - shielded metal arc welding) v podjetju Gedik Welding Company v Turčiji, kot je že bilo pojasnjeno v prejšnji študiji [9]. Preglednica 1 prikazuje kemijsko sestavo osnovnega materiala in zvarov P91.

Kot je že bilo omenjeno, je bil osnovni material P91 uporabljen v nespremenjenih pogojih. Vendar pa so bili vsi zvari P91 štiri (4) ure izpostavljeni toplotni obdelavi po varjenju pri temperaturi 760 °C. Vzorci so bili jedkani z jedkalom vilella in metalografsko pregledani ter pripravljeni za mikroskopiranje z optičnim mikroskopom in vrstičnim elektronskim mikroskopom (SEM). Mikrostrukturni pregledi vseh vzorcev so bili izvedeni z optičnim mikroskopom Nikon MA 100 Eclipse. Analize z vrstičnim elektronskim mikroskopom so bile izvedene z elektronskim mikroskopom Zeiss Evo LS 10.

Vzorci za Charpyjev udarni preizkus so bili pripravljeni skladno s standardom TS EN ISO 14556 za osnovne materiale in zware. Charpyjev udarni preizkus osnovnega materiala P91 je bil izveden pri -60, -50, -40, -30, -20, -10, 0 in 30 °C, zvarov P91 pa pri sobni temperaturi. Charpyjevi udarni preizkusi so bili izvedeni s preizkusno napravo zname Zwick/Roell

in the previous work [9]. Table 1 shows the chemical compositions of P91 base and weld metals.

As mentioned above, P91 base metal was characterized as received condition. However P91 all weld metal was subjected to the post weld heat treatment at 760 °C for four hours. Samples were etched by using vilella etchant for metallographic examinations and made for optical microscope and SEM characterization. Microstructural examination of all samples was performed by using a Nikon MA 100 Eclipse optical microscope. Scanning electron microscope (SEM) analyses were carried out by using a Zeiss Evo LS 10 model electron microscope.

Charpy impact test samples were prepared according to TS EN ISO 14556 standard from base and weld metals. While charpy impact tests of P91 base metal were performed at -60, -50, -40, -30, -20, -10, 0 and 30 °C, that of P91 weld metal was carried out at room temperature. Charpy impact tests were performed with a Zwick/Roell brand 450 Joule-capacity test device. After the charpy impact tests, fracture surfaces of the samples were investigated by scanning electron microscope (SEM).

3 Results and Discussion

Figure 1 shows respectively optical microscope photographs of P91 base and

Preglednica 1: Pregled kemijske sestave jekla in zvarov v študiji (wt. %)

Table 1. Chemical composition of the steels and weld metals examined in the present study (wt %)

Vzorec / Specimen	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Fe
Jeklo P91/ Steel P91	0,095	0,259	0,578	0,006	<0,0005	8,810	1,071	0,187	0,211	Bal.
Zvar P91 / weld metal P91	0,096	0,202	0,743	0,012	0,013	9,425	1,061	0,474	0,231	Bal.

s kapaciteto 450 joulov. Po Charpyjevih udarnih preizkusih so bile površine razpok vzorcev proučene z vrstičnim elektronskim mikroskopom (SEM).

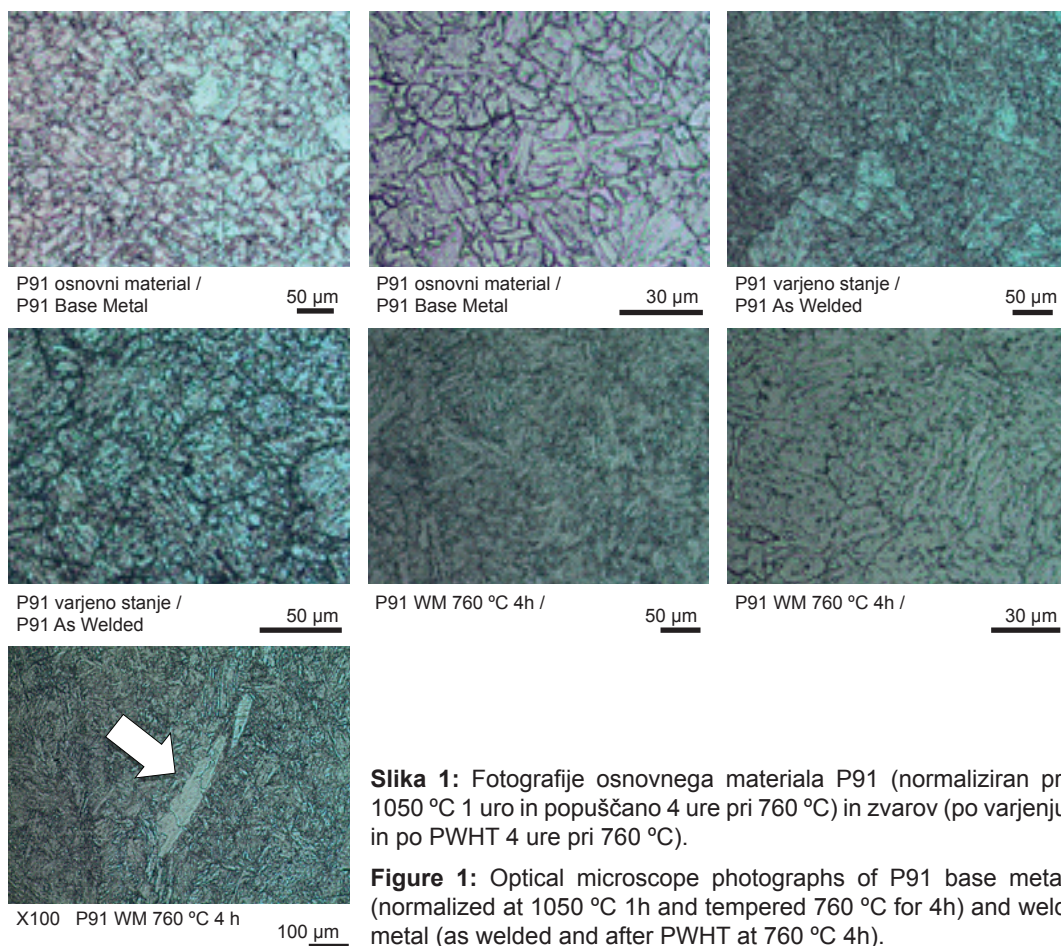
3 Rezultati in razprava

Na Sliki 1 sta prikazani mikroskopski fotografiji osnove P91 in zvarov po toplotni obdelavi po varjenju pri 760 °C v času 4 ur.

Kot prikazuje Slika 1, je bila tako pri temeljnem materialu kot zvarih P91 zaznana faza popuščanega martenzita. Morfologija

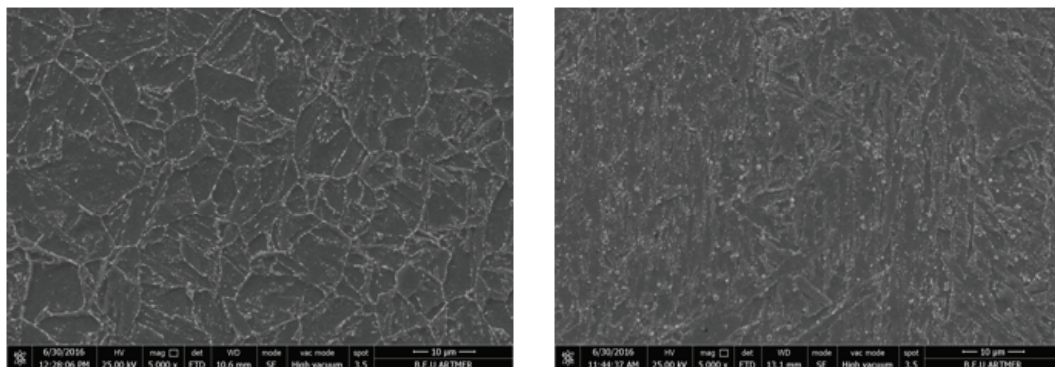
weld metals after post weld heat treatment at 760 °C for four hours.

As shown in Figure 1, it was observed that both of the P91 base and weld metals include tempered martensite phases. In the weld metal, the martensite phase has columnar and/or lath morphology. SEM examination was performed to determine the distribution of carbides, which were present in samples within the structure. Figure 2 shows the carbides as precipitates in both of P91 base and weld metal.



Slika 1: Fotografije osnovnega materiala P91 (normaliziran pri 1050 °C 1 uro in popuščano 4 ure pri 760 °C) in zvarov (po varjenju in po PWHT 4 ure pri 760 °C).

Figure 1: Optical microscope photographs of P91 base metal (normalized at 1050 °C 1h and tempered 760 °C for 4h) and weld metal (as welded and after PWHT at 760 °C 4h).



Slika 2: Mikrostruktura a) osnovnega materiala P91 in b) zvarov

Figure 2: The microstructure of a) P91 base metal and b) weld metal

martenzitne faze v zvarih je bila in stebričasta in/ali letvasta. Izvedena je bila analiza z vrstičnim elektronskim mikroskopom z namenom opredelitve distribucije karbidov, prisotnih znotraj struktur vzorcev. Slika 2 prikazuje karbide v obliki precipitátov tako v osnovnem materialu kot zvarih P91.

Precipitáti (bele kroglaste strukture) so porazdeljeni znotraj strukture. Prav tako je bilo ugotovljeno, da karbidi nastajajo pretežno na robovih obstoječih avstenitnih zrn. Sklepáti je mogoče, da so majhne količine kroglastih karbidov porazdeljene znotraj matrice. Precipitáti verjetno vključujejo M23C6, M7C3, M2C in karbide MX. V zvaru je bila zaznana tudi faza delta ferita. Delta ferit nastaja v primeru neuravnoteženih elementov, ki tvorijo ferit/avstenit, in varilnih parametrov, še posebej dovajane toplote, ki učinkuje na nastanek delta ferita v zvarih jekla z visoko vsebnostjo Cr-Mo [10–12].

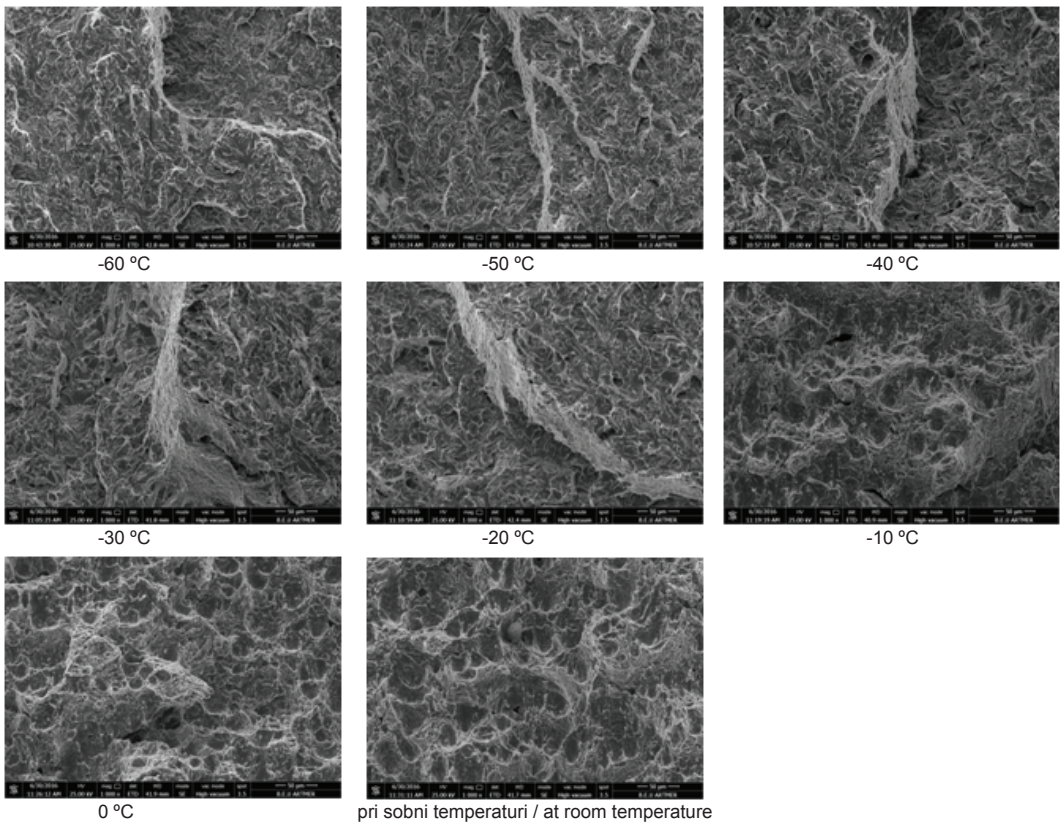
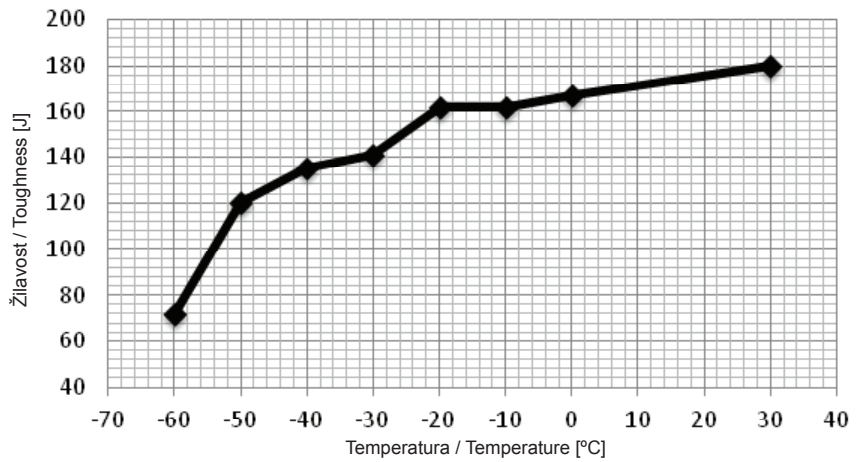
Na Sliki 3 je prikazana prehodna temperatura krhkega zloma osnovnega materiala P91 ter žilavost zvara P91. Na Sliki 3 je prikazano, da so z osnovnim materialom P91 povezane višje vrednosti žilavosti tudi pri nizkih temperaturah, npr. -60 °C. Vendar pa žilavost zvarov P91 pri

The precipitates seem to be distributed (white spherical structures) within the structure. It was also observed that the formation of carbides was generally in prior austenite grain boundaries. Additionally, it can be assumed that spherical carbides in small quantities showed a distribution within the matrix. The precipitates are probably M23C6, M7C3, M2C, and MX carbides. Delta ferrite phase was also detected in the weld metals. Delta ferrite occurs in case of unbalanced ferrite/austenite-forming elements and welding parameters, especially heat input, are important for formation of delta ferrite in the weld metal of the high Cr-Mo steel weld metal [10–12].

Figure 3 shows DBTT of P91 base metal and toughness value of P91 weld metal. As can be seen in Figure 3, P91 base metal has high toughness values even at low temperature such as -60 °C. However, the toughness of P91 weld metal did not reach that of the P91 base metal at room temperature. It can be assumed that the lower degree of the toughness values in the weld metal results from the delta ferrite phase, the inhomogeneous distribution of the carbides, the martensite lath structure and finally the oxide particles in the weld metal.

Slika 3.
Prehodna
temperatura
krhkega zloma
osnovnega
materiala P91

Figure 3. DBTT of
P91 base metal



Slika 4: Posneti razpokanih površin osnovnega materiala P91 pri različnih temperaturah, zajeti z vrstičnim elektronskim mikroskopom

Figure 4. SEM photographs of fractured surfaces of P91 base metal at different temperatures

sobni temperaturi ne dosega vrednosti osnovnega materiala P91. Sklepati je mogoče, da je nižja stopnja žilavosti zvarov posledica faze delta ferita, nehomogene porazdelitve karbidov, letvaste strukture martenzita in oksidnih delcev v zvarih.

Na Sliki 4 so prikazani posnetki razpokane površine osnovnega materiala in zvarov po Charpyjevih udarnih preizkusih, zajeti z vrstičnim elektronskim mikroskopom.

4 Sklepi

V tej študiji smo proučevali lastnosti v povezavi z žilavostjo osnove P91 in zvarov. Rezultati študije so prikazani spodaj.

1. V zvarih lahko nastaja delta ferit.
2. Karbidi so nastajali na predhodnih robovih avstenitov in robovih letvastega martenzita ter so bili porazdeljeni znotraj matrice tako osnovnega materiala kot zvarov.
3. Žilavost jekla P91 v obliki osnovnega materiala je merila kar 80 J tudi pri temperaturi -60 °C.
4. Žilavost jekla P91 v obliki zvarov je bila pri sobni temperaturi sprejemljiva.

5 Zahvale

To študijo je v sklopu projektov SAN-TEZ pod številko vloge 0374.STZ.2013-2 podprlo turško Ministrstvo za znanost, industrijo in tehnologijo.

Figure 4 shows SEM images of the fractured surface of base and weld metals after Charpy-V impact tests.

4 Conclusion

In this work, toughness properties of P91 base and weld metal were investigated. The results of the study are given below.

1. Delta ferrite can form in the weld metal.
2. The carbides formed in the prior austenite boundaries and lath martensite boundaries and also distributed within the matrix of the base and weld metals.
3. The toughness of P91 steel as base metal was observed as high as 80J even at -60°C.
4. The toughness of P91 weld metal has above acceptable value at room temperature.

5 Acknowledgements

This work is also supported by Turkish Ministry of Science, Industry and Technology SAN-TEZ Projects under Grant Numbers 0374.STZ.2013-2.

References / Viri

1. Susta, M. R., & Seong, K. B. (2004). Supercritical and ultra-supercritical power plants—SEA's vision or reality. Power-Gen Asia.
2. Kalck, C., Fournier, B., Barcelo, F., Forest, L., Dalle, F., Giroux, P. F., ... & Gourgues-Lorenzon, A. F. (2010). High temperature creep properties and microstructural examinations of P92 welds. In 9th Liege conference: materials for advanced power engineering (pp. 424-434). Julich forschungszentrum.
3. Samir M. Y. (2015). A Review Of Effect Of Welding and Post Weld Heat Treatment On Microstructure And Mechanical Properties of Grade 91 Steel. IJRET: International Journal of Research in Engineering and Technology, Volume: 04 Issue: 03 , eISSN: 2319-1163 | pISSN: 2321-7308
4. Zhao, L., Jing, H., Xu, L., An, J., Xiao, G., Xu, D., ... & Han, Y. (2011). Investigation on mechanism of type IV cracking in P92 steel at 650 C. Journal of Materials Research, 26(07), 934-943.
5. Kara, İ.H. (2014). The Investigation of Microstructure and Mechanical Properties P91 and P92 Steel Pipes Welded by TIG, unpublished master's thesis for master's degree, Karabük University, Karabük, Turkey
6. Tammasophon N., Homhrajai W., Lothongkum G. (2011). Effect of Post weld Heat Treatment on Microstructures and Hardness of TIG Weldment between P22 and P91 Steels with Inconel 625 Filler Metal. Journal of Metals, Materials and Minerals, 21(1), pp.93-99.
7. Zhang, Z., Farrar, J. C. M., and Barnes, A. M. 2000. Weld metals for P91 — Tough enough? Conference Proceedings, Fourth International EPRI Conference on Welding and Repair Technology for Power Plants. Naples, Fla.
8. Chalk, Kieran (2013) Weld consumables and PWHT for P92 power plant steel. PhD thesis, University of Nottingham.
9. F. Kabakçı, M. Acarer, S. Keskinçilic, F. Kumdalı Acar, İ. H. Kara, Microstructure Characterization of P91 and P92 Steels and Weld Metals, TMS 2016, 145th Annual Exhibition and Meeting, Nashville, Tennessee, USA.
10. J. Oñoro, "Weld metal microstructure analysis of 9-12% Cr steels," International Journal of Pressure Vessels and Piping, 83 (2006), 540-545.
11. R. Maskell, "Improved Materials for Advanced PF Boilers and Steam Turbines" (Report COAL R291 DTI/Pub URN 05/1679, Mitsui Babcock Energy Ltd., 2005).
12. M. Abd El-Rahman Abd El-Salam, I. El-Mahallawi, and M.R. El-Koussy, "Influence of heat input and post-weld heat treatment on boiler steel P91 (9Cr–1Mo–V–Nb) weld joints Part 1 – Microstructure," International Heat Treatment and Surface Engineering, 7 (1) (2013), 23-31.

Optimizacija hladilno-grelnega sistema v orodjih za tlačno litje

Optimization of cooling-heating system in HPDC tools

Povzetek

Tehnologija tlačnega litja je postopek izdelave ulitkov v trajne forme. Med litjem, strjevanjem in ohlajanjem ulitka v jeklenem orodju prihaja do prenašanja toplote iz ulitka na orodje, kar povzroči segrevanje orodja. Da se prepreči premočno segrevanje, se v orodjih uporablja hladilno-grelni sistem, ki v začetku obratovanja zagotovi hitrejše doseganje delovne temperature orodja, kasneje pa odvajanje odvečne toplote iz orodja. V delu je opisana problematika konvencionalnega orodja in vplivi toplotnega utrujanja le-tega ter nastanek s tem povezanih poškodb na orodju. Na podlagi analize obstoječega orodja je bila narejena in s programskim orodjem ProCAST preverjena idejna zasnova novega orodja s spremenjenimi hladilnimi kanali. Na podlagi uspešnih rezultatov ter analiz je bilo izdelano novo orodje.

Ključne besede: tlačno litje, napetosti, življenjska doba orodij

Abstract

High pressure die-casting process (HPDC) is a permanent mould casting technology. During one cycle the melts' heat is transported into a steel tool which is a reason for the heating of a tool. In order to prevent overheating the heating-cooling system is positioned in the tool. Cooling-heating system heats up the tool at the beginning of the casting process and cools the tool in further production of castings. The paper describes the problems of the conventional tool with defect analysis as a result of thermal loading. Based on the analysis of the existing tool made by ProCAST software the change of the heating-cooling system in a tool was prepared and verified. In further the new tool was produced.

Keywords: HPDC process, stresses, tool lifetime

1 Uvod

Tlačno litje je tako v tehnološki kot tudi v znanstveni praksi postopek izjemnega pomena za izdelavo ulitkov za avtomobilsko in letalsko industrijo ter telekomunikacije. Tehnologija tlačnega litja je ciklični proizvodni proces, primeren za masovno proizvodnjo ulitkov, in je v moderni svetovni

1 Introduction

High Pressure die-casting process (HPDC) is very interesting for technological and scientific practice. HPDC process is used for production of parts for automotive industry, aeronautics etc. HPDC process is a cyclic process appropriate for mass production and is one of the most important casting

livarski industriji ena najbolj razširjenih tehnologij. V zadnjem času so se razvijale zlitine za tlačno litje [1 – 3], materiali za izdelavo orodij [4] predvsem pa regulacija in nadzor različnih parametrov [5 – 7] pri vbrizgavanju taline v orodje, saj je tako nadzorovana plinska in krčilna poroznost ulitkov. Raziskave s področja toplotnega utrujanja orodij [8, 9] in kemijskih reakcij na mejni površini ulitek–orodje so postale tudi zelo pomembno komercialno vprašanje, saj kratka življenjska doba in stroški izdelave orodja pomembno vplivajo na končne stroške proizvodnje, zato industrija prednostno podpira razvoj programskih okolij za simulacijo različnih parametrov v proizvodnem procesu litja. Dosedanje temperiranje orodij temelji na hladilno-grelnih sistemih, ki so omejeni le na nekaj samostojnih krogotokov. Nadalje je težava v sistemu izvedbe hladilno-grelnih kanalov, ki jih danes izdelujejo le s tehnologijo vrtnja in zapiranja slepih izvrtin s čepi [10]. V znanstveni in strokovni periodiki, ki obravnava problematiko temperiranja orodij za tlačno litje, danes ni zaslediti drugačnih rešitev. Zasledimo lahko študije prednosti sistemov s prilagojenimi hladilnimi kanali in načine optimizacije teh sistemov predvsem v orodjih za brizganje polimerov [11 – 16] ali pa se hladilne kanale v orodjih za brizganje polimerov lahko izdelata tudi s 3D-tiskanjem [17]. Ugotovitve kažejo, da hladilno-grelni sistem ni dovolj učinkovit, če je nameščen predaleč od površine orodja za tlačno litje. Od tod sledi, da je mogoče edino z namestitvijo kanalov pod površino livne votline oziroma tam, kjer je to potrebno, zagotoviti ustrezen prenos toplote iz ulitka preko orodja na hladilni medij [18].

V delu je bil raziskan in izdelan inovativni koncept postavitve hladilno-grelnega sistema, ki zagotavlja rešitev vprašanja usmerjenega strjevanja ulitkov ter podaljšanja življenjske dobe orodja.

technologies. Recently the research is done on HPDC casting alloys [1 – 3], die materials [4] and most important on regulation of different parameters of the process [5 – 7] such as melt injection important for gas and shrinkage porosity. Research from the field of thermal loading of the tool [8, 9] and chemical reactions on the interface melt/die are still important questions since they influence the die for a lifetime. In order to reduce costs for die production the development of software for simulation of the HPDC process is supported.

An important process in a HPDC technology is the heating-cooling system of the tool conducted by several loops of cooling channels through the tool. Cooling channels are usually produced by drilling [10] and in recent publications there is no evidence of different technologies used for production of cooling channels. There are some papers describing adjusted cooling channels at production of polymers [11 – 16] where they can be also produced by 3D printing [17]. Findings are showing that cooling channels are not effective if they are positioned away from the die cavity, so they should be positioned closer to the die cavity surface in order to extract the heat from the die more effectively [18].

The paper describes the investigation and production of the new and innovative heating-cooling system for the tool in order to improve directional solidification of castings and to extend the lifetime of the die.

2 Experimental

The case of research was a HPDC tool with two casting cavities as presented in Fig. 1a and the distributor presented in Fig. 1b. The tool was produced from tool steel UTOPMO2 with the chemical composition presented in

2 Eksperimentalno delo

Predmet izvedenih preiskav je bilo dvognezдно orodje za tlačno litje, predstavljeno na sliki 1a, ter razdelilec, predstavljen na sliki 1b. Oba sta izdelana iz jekla UTOPMO2, katerega kemijska sestava je podana v tabeli 1. Orodje je bilo toplotno obdelano, poboljšano ter nitridirano. Pomična in stabilna stran orodja imata enake dimenzije 300 × 300 × 100 mm. Kot hladilno sredstvo za hlajenje orodja je bila uporabljena voda.

Za analizo poteka cikla in uskladitev rezultatov je bila uporabljena termovizija. Rezultati termovizije so bili uporabljeni za preverjanje točnosti izračuna tehnologije litja z računalniškim orodjem ProCAST. Numerični izračuni so podali rezultate, kot so segrevanje in ohlajanje orodja med delovanjem ter napetostno stanje orodja med cikličnim toplotnim obremenjevanjem. Analizirane so bile tudi napake na porušenem orodju.

Glede na numerične izračune je bila postavljena nova zasnova hladilnega sistema v orodju in razdelilcu ter preverjena v praksi.

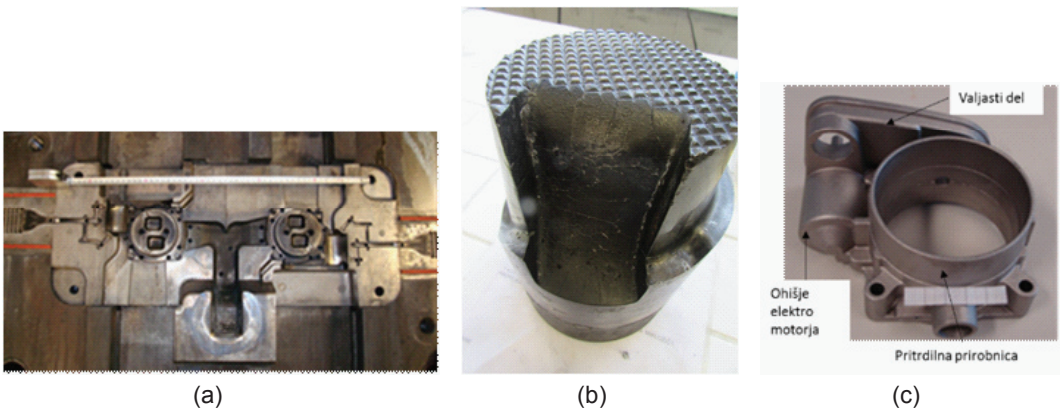
Table 1. The tool was hardened, tempered and nitrated. Both parts of a tool have the same dimensions 300 × 300 × 100 mm. Water was used as a cooling agent for a tool. The casting produced by this tool was a carburettor from AlSi9Cu3 alloy presented in Fig. 1c.

In order to analyse the casting cycle and to correlate measured and calculated results the thermal imaging was used. Results of thermal imaging were used to correlate and verify the calculated results made by the numerical simulation programme ProCAST. Calculated results gave information about heating and cooling of a tool during process of casting and predicted stress results in a tool as a result of cyclic thermal loading. The analysis of defects on a destructed tool was made in order to analyse the critical spots in a tool.

Tabela 1: Kemijska sestava orodnega jekla UTOPMO2 v mas. %

Table 1: Chemical composition of tool steel

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,40	1,05	0,40	5,15	1,35	1,00



Slika 1: Dvognezдно orodje (a), razdelilec (b) in ulitek uplinjača (c)

Figure 1: Two casting cavity HPDC tool (a), distributor (b) and the casting (c)

3 Rezultati in diskusija

Analiza cikličnega toplotnega obremenjevanja obstoječega orodja na sliki 2 in 3 prikazuje, da je stabilni del orodja za približno 130 °C bolj toplotno obremenjen na mestu izoblikovanja prirobnice ulitka kot pomični del. To se vidi tudi iz življenjske dobe, saj je pomični del izdelal 95332 ciklov stabilni pa le 73070 ciklov. Izdelana je bila nova stabilna stran orodja z novo postavitevijo hladilno-grelnega sistema, kot prikazuje slika 4. Analiza cikličnega toplotnega obremenjevanja obstoječega in novega stanja stabilnega dela orodja je pokazala, da je najvišja temperatura v 9. ciklu za obstoječe stanje okoli 297 °C in za novo stanje okoli 285 °C oziroma za 12 °C nižja, kar prikazuje slika 5. Najvišja amplituda povprečne normalne napetosti na kritičnem mestu v 9. ciklu za obstoječe stanje je 1080 N/mm² in za novo stanje 700 N/mm² oziroma 36 % manjša, kar prikazuje slika 6. Glede na omenjene izračunane rezultate, bi se mogla življenjska doba orodja podaljšati, kar pa v praksi ni bilo do konca preverjeno, saj se je proizvodnja ulitka prekinila, ko je orodje izdelalo 9474 ciklov. Obstoječi stabilni del orodja je do porušitve izdelal 73070 ciklov litij.

Na obstoječem stabilnem delu orodja je bila analizirana obraba in razpoka na mestu f, kjer je bil izrezan vzorec in primerjan z mestom n, kjer obrabe ni bilo, kot prikazuje slika 7. Prikazane so tudi ostale poškodbe na orodju, kot so mehanska obraba zaradi adhezije ter toplotne razpoke na orodju, na istih mestih, kjer so izračunane največje napetosti (slika 6). Profil trdot po metodi Vickers na mestu f, kjer je prišlo do mehanske obrabe, in na mestu n, brez mehanske obrabe, kaže padec mikrotrdote z 1050 HV0,1 na 940 HV0,1 (slika 8).

Izdelan je bil tudi nov hladilno-grelni sistem na razdelilcu. Analiza cikličnega

According to numerical calculations the new heating-cooling system was made in a new tool and a new distributor and verified in practise.

3 Results and Discussion

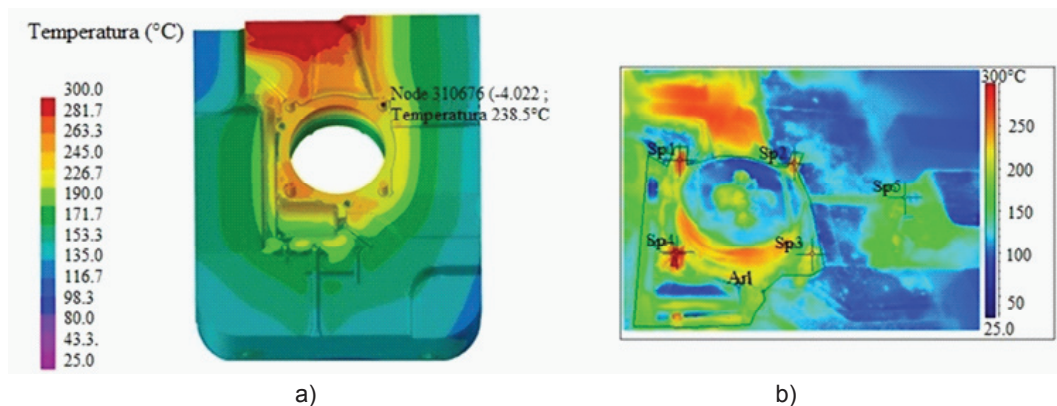
Analysis of cyclic thermal loading of a tool showed that the stable part of a tool has a 130 °C higher temperature than the moving part of a tool at the position shown in Figs. 2 and 3. The picture is taken before the spraying of a tool. The lifetime of a stable part of a tool was 73070 cycles whereas the lifetime of a moving part of a tool was 95332 cycles, which confirms that higher temperatures have a negative effect on lifetime. A new stable part of a tool was produced with newly positioned heating-cooling channels nearer to the casting cavity (Fig. 4). Analysis of thermal loadings showed the difference in temperature for old and new tool where the temperature of the old tool was 297 °C and the temperature of a new tool was 285 °C shown in Fig. 5. The lower temperatures brought also changes in stress formation during cycles. Fig. 6 presents the most critical spot of a moving part of a tool and shows that amplitude of average normal stresses is lowered from 1080 N/mm² to 700 N/mm², which means 36 % lower loadings. According to calculations the lifetime of a tool should increase. The new tool made only 9474 cycles due to the end of the casting production.

The stable part of an old tool was analysed for defects caused by cyclic thermal loading. Fig. 7 is showing thermal fatigue cracks and wear at spot f where the tool was loaded by the melt and at spot n where there were no loadings. Also other defects are presented such as adhesion, wear and cracks on the same places as calculated by ProCAST software (Fig. 6).

toplotnega obremenjevanja obstoječega in novega razdelilca je prikazana na sliki 9. Temperatura v kritični točki razdelilca z obstoječim hladilno-grelnim sistemom je 235,3 °C, z novim hladilno-grelnim sistemom pa 94,7 °C. Temperatura se je zaradi učinkovitega delovanja novega hladilno-grelnega sistema na razdelilcu

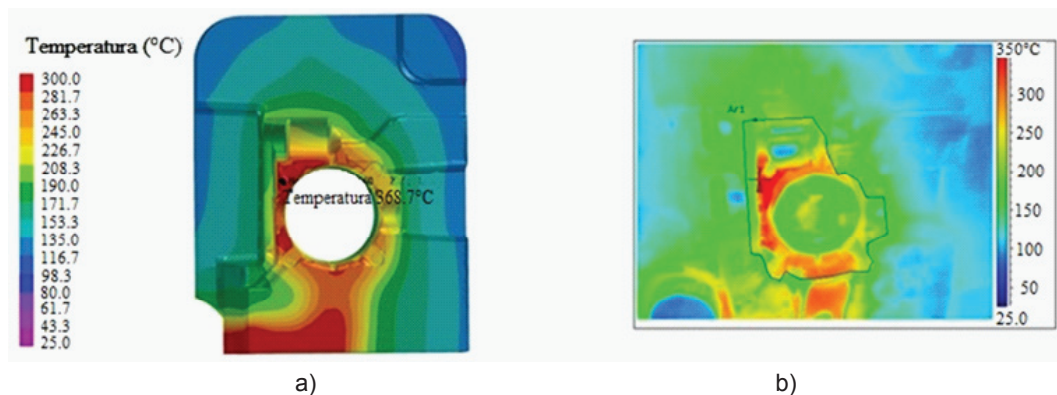
Profile of Vickers hardness presented in Fig. 8 shows the lowered hardness on spot f where the wear occurred. The hardness is lowered from 1050 HV0,1 to 940 HV0,1.

As mentioned also the distributor was analysed and according to calculated results and changed cooling system the new distributor was produced. Analysis



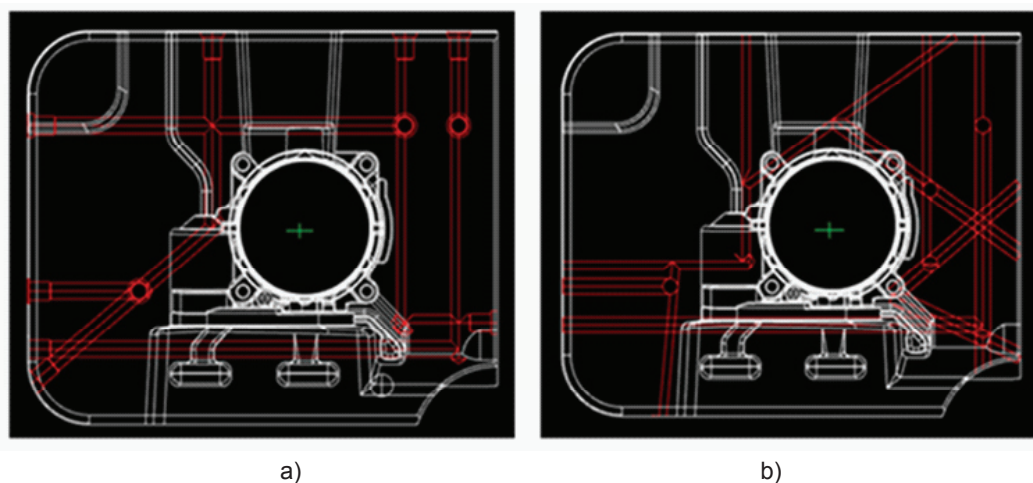
Slika 2: Obstoječi pomični del orodja pred mazanjem: a) izračun s programskim orodjem ProCast rezultat prikazuje temperaturo 238,5 °C, b) eksperiment posnet s termovizijsko kamero na istem mestu pa temperaturo 249,2 °C

Figure 2: Calculated temperature field of movable part of a tool (a) and thermal imaging of a surface of same part before spraying



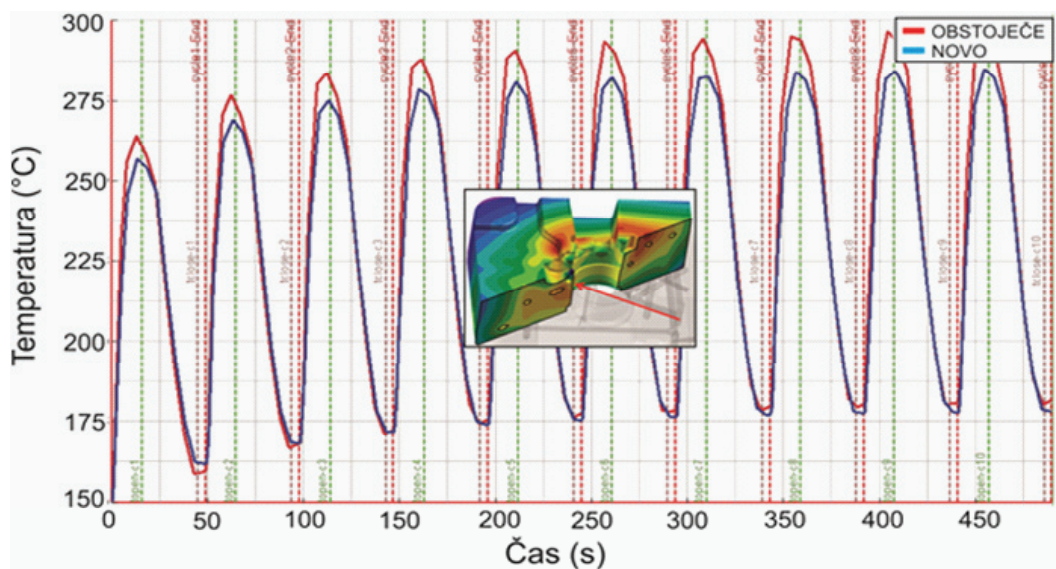
Slika 3: Obstoječi stabilni del orodja pred mazanjem: a) izračun s programskim orodjem ProCast rezultat prikazuje temperaturo 368,7 °C, b) eksperiment posnet s termovizijsko kamero na istem mestu pa temperaturo večjo od 360 °C

Figure 3: Calculated temperature field of stable part of a tool a) and thermal imaging of a surface of same part before spraying



Slika 4: Stabilni dela orodja: a) obstoječe stanje, b) novo stanje

Figure 4: Positioning of heating-cooling system in a stable part of a tool: old tool a) and new tool b)

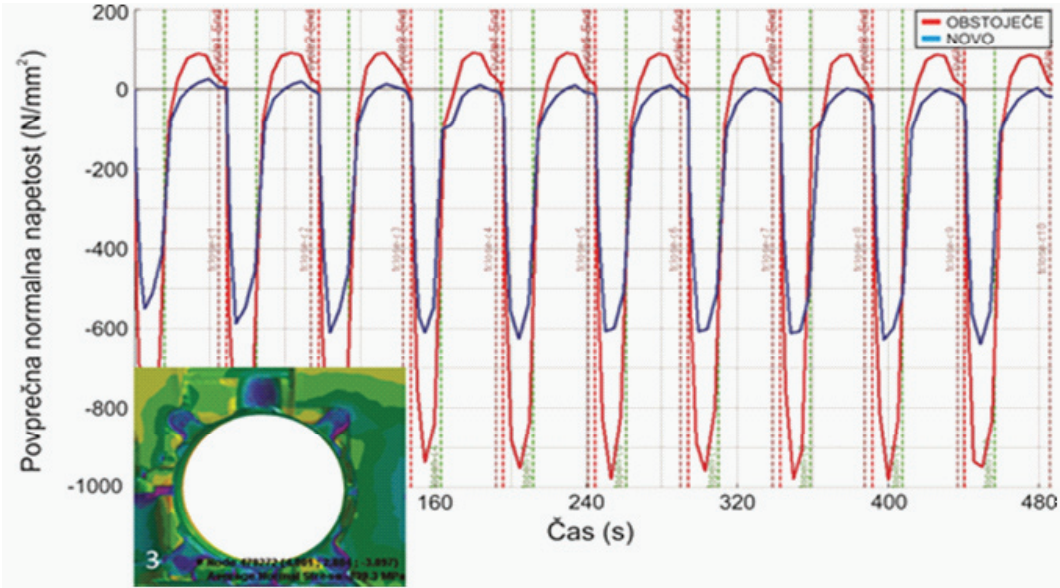


Slika 5: Izračun temperature za prvih 10 ciklov tlačnega litja na obstoječem in novem stabilnem delu orodja

Figure 5: Temperature during cycling in an old (red) and new tool (blue)

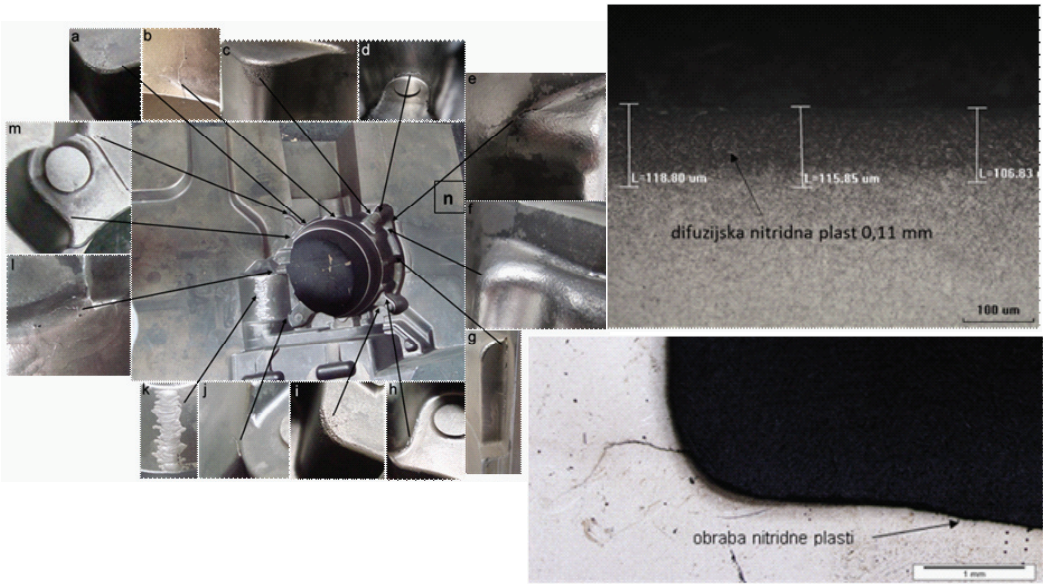
zmanjšala za 60 %. Kritično mesto prikazuje povprečno normalno napetost 109 N/mm² na obstoječem razdelilcu in

of thermal loadings presented in Fig. 9 is showing differences in temperatures and average normal stresses for the old and



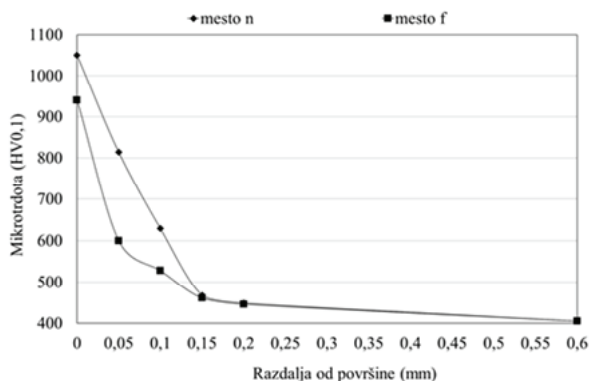
Slika 6: Izračun normalnih napetosti na kritičnem mestu 3 za prvih 10 ciklov tlačnega litja na obstoječem in novem stabilnem delu orodja

Figure 6: Calculated average normal stresses during cycling in an old (red) and new tool (blue)



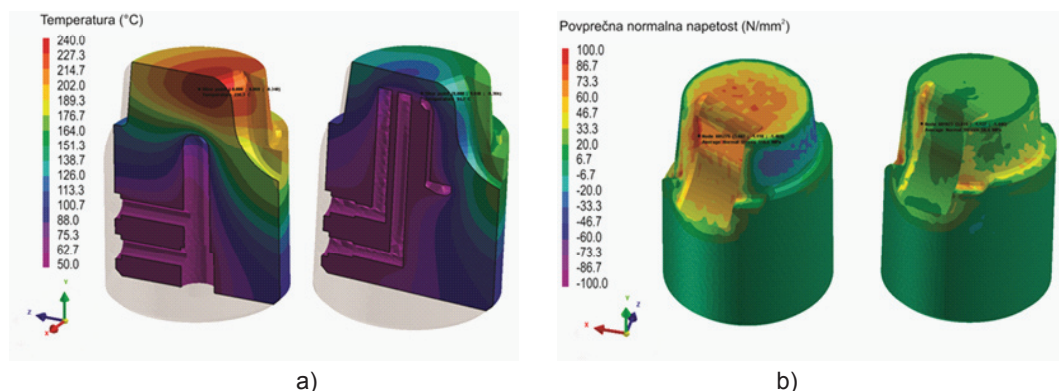
Slika 7: Napake na obstoječem stabilnem delu orodja, mesto f in mesto n

Figure 7: Defects in a tool with thickness and wear of nitrated surface



Slika 8: Profil trdot po metodi Vickers na mestu mehanske obrabe f in na mestu brez mehanske obrabe n

Figure 8: Vickers hardness profiles on spots n and f



Slika 9: Obstoječa stanje razdelilca (levo) ter novo stan Analiza cikličnega toplotnega obremenjevanja razdelilca

Figure 9: Old (left) and new (right) cooling system of a distributor: thermal field a), average normal stress field b)

58,4 N/mm² na novem razdelilcu. Zaradi učinkovitega delovanja novega hladilno-grelnega sistema se je povprečna normalna napetost na razdelilcu zmanjšala za 47 %. Obstoječemu razdelilcu se je življenjska doba iztekla po opravljenih 74928 ciklov litja. Novi razdelilec je opravil 102246 ciklov litja in je še v proizvodnem procesu. Življenjska doba razdelilca se je podaljšala za več kot 36 %.

new distributor. One can see that better and more effective cooling system affects the temperatures, where the temperature in a new distributor is only 94,7 °C while in an old one it is 235,3 °C. In this manner the temperature is 60 % lower. The lowered temperature is leading also to lowered induced stresses where stresses are lowered for 47 % from 109 N/mm² to 58,5 N/mm² in the most critical spot. The lifetime

4 Zaključki

Analize temperature in napetosti v orodju, opravljene s pomočjo računalniškega orodja ProCAST ter termovizije, so pokazale, da je stabilni del orodja bolj toplotno obremenjen, saj ima za do 130 °C višje temperature kot pomični del orodja. Posledica tega je, da je bila življenjska doba stabilnega dela orodja 73070 ciklov, pomičnega dela pa 95332 ciklov. Na podlagi izračunov je bil postavljen nov hladilno-grelni sistem bližje površini livne votline in izdelano novo orodje. Izračun amplitude povprečnih normalnih napetosti na obstoječem stabilnem orodju znaša 1080 N/mm², na novem stabilnem delu orodja pa 700 N/mm², kar pomeni daljšo življenjsko dobo orodja. Proizvodnja ulitka je bila prekinjena, zato novo orodje ni bilo do konca testirano.

Podobno so analize na razdelilcih pokazale podoben trend, saj je razdelilec z novim, učinkovitejšim hladilnim sistemom dosegal za 60 % nižjo temperaturo in je bila le 94,7 °C. Posledično so se povprečne normalne napetosti na novem razdelilcu zmanjšale za 47 % in so dosegale amplitudo 58,4 N/mm². Obstoječi razdelilec je opravil 74928 ciklov litja, novi pa več kot 102246 ciklov. Življenjska doba razdelilca se je na podlagi izračunanega novega hladilno-grelnega sistema podaljšala za več kot 36 %.

of an old distributor was 74928 cycles while the lifetime of a new one is at least 102246 cycles since it is still tested. In this way the lifetime is increased for more than 36 %.

4 Conclusions

Analyses of a tool made by ProCAST software and by thermal imaging showed that the stable part of a tool has an approximately 130 °C higher temperature which leads to a shorter lifetime of a tool. The stable part of a tool had a lifetime of 72070 cycles while the movable part of a tool had lifetime of 95332 cycles. Based on calculations the new position of the heating-cooling system has been made and the tool produced. This has resulted in lowered temperatures and lowered stresses in the tool. Calculation showed that the amplitude of average normal stresses in an old tool was 1080 N/mm² but in a new tool it was decreased to 700 N/mm². The lifetime of a new tool should increase but the tool was finally not tested since the casting production was stopped.

Similar analyses were done for the distributor and the same trend of results was observed. The distributor with a new and more effective cooling system reached about 60 % lower temperatures than with an old one. Maximum temperature in the new distributor was 94,7 °C. Lowered temperatures caused for 47 % lower stresses and average normal stresses reached only 58,4 N/mm². This lead to increased lifetime for over 36 %. An old distributor made 74928 cycles and the new one made over 102246 cycles and is still running.

5 Literatura / References

- [1] Trbižan, M. Ljivarsstvo. Ljubljana: Naravoslovnotehniška fakulteta, Katedra za livarstvo, interna skripta, 1996.
- [2] ASM Metals Handbook, Volume 15: Casting, ASM International, 1988.
- [3] ASM Specialty Handbook – Aluminium and Aluminium Alloys. Edited by J. R. Davis. ASM International, 1993.
- [4] Street, A. C. The diecasting book, Second edition, Portcullis press ltd, Surrey, 1990.
- [5] Lojen, G., Anžel, I., Križman, A. Vpliv pogojev strjevanja na mikrostrukturo zlitin in kompozitov s sestavo AlSi17Cu5. Materiali in tehnologije, 2001, vol. 35, št. 37, str. 1-2.
- [6] Petrič, M., Medved, J., Mrvar, P. Vpliv udrobnjevanja, modificiranja in ohlajevalne hitrosti na mikrostrukturo zlitine AlSi10Mg. RMZ–Material and Geoenvironment, 2006, vol. 53, št. 3, str. 385-401.
- [7] Petrič, M., Medved, J., Mrvar, P. Effect of grain refinement, modification and cooling rate on the microstructure of alloy 239 and 226. Giessereiforschung, ISSN 0046-5933, 2008, vol. 60, no. 2, str. 26-37.
- [8] Klobčar, D., Tušek, J., Pleterski, M., Kosec, L., Muhič, M. Analiza toplotnih razpok na orodjih za tlačno litje aluminija. Materiali in tehnologije, 2008, vol. 42, št. 5, str. 203-210.
- [9] Kosec, B., Kosec, L., Kopač, J. Analysis of casting die failures. Engineering Failure Analysis, 2001, št. 8, str. 355-359.
- [10] Brunhuber, E. Praxis der Druckgußfertigung, Schiele & Schön, Berlin, 1991.
- [11] Dang, X.-P., Park, H.-S. Design of U-shape Milled Groove Conformal Cooling Channels for Plastic Injection Mold. International Journal of precision engineering and manufacturing, 2011, vol. 12, št. 1, str. 73-84.
- [12] Li, C. L., Li, C. G., Mok, A. C. K. Automatic layout design of plastic injection mould cooling system. Computer-Aided Design, 2005, št. 36, str. 645-662.
- [13] Li, C.G., Li, C.L., Liu, Y., Huang, Y. A new C-space method to automate the layout design of injection mould cooling system. Computer-Aided Design, 2012, št. 44, str. 811-823.
- [14] Park, H.-S., Dang, X.-P. Optimization of conformal cooling channels with array of baffles for plastic injection mould. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 2010, vol. 11, št. 6, str. 879-890.
- [15] Sun, Y. F., Lee, K. S., Nee, A. Y. C. Design and FEM analysis of the milled groove insert method for cooling of plastic injection moulds. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2004, št. 24, str. 715-726.
- [16] Li, C. G., Li, C. L. Plastic injection mould cooling system design by the configuration space method. Computer-Aided Design, 2008, št. 40, str. 334-349.
- [17] <http://machinedesign.com/3d-printing/difference-between-machined-and-3d-printed-metal-injection-molds>
- [18] Kosec, B., Kosec, G., Soković, M. Temperature field and failure analysis of die-casting die. Archives of Materials Science and Engineering, 2007, vol. 28, št. 3, str. 182-187.

Vpliv livarskih napak na električne lastnosti ulitka iz aluminija

Influence of Foundry Defects on the Electrical Properties of Al-Castings

Povzetek

Dosedanja tehnologija visokotlačnega litja aluminijastih kratkostičnih kletk rotorja indukcijskega elektromotorja je zadovoljila zahteve po visoki produktivnosti, ne pa tudi po največji možni končni učinkovitosti elektromotorjev. S tem namenom je bil v tem delu raziskan vpliv livarskih napak, kot so nečistoče in poroznost na električne lastnosti ulitka iz aluminija. Preizkušanci so bili uliti iz zlitin Al99,99, Al99,7 in Al99,5 pri različnih pogojih litja, in sicer v vakuumu ter na zraku. Med strjevanjem sta bili merjeni temperatura ter električna prevodnost ulitka. Vzorci so bili analizirani z optičnim mikroskopom z namenom analize deleža poroznosti v ulitku ter z vrstičnim elektronskim mikroskopom z namenom analize faz in nečistoč v ulitku. Na podlagi omenjenih analiz je bil pojasnjen vpliv deleža nečistoč in poroznosti na električne lastnosti aluminija.

Ključne besede: električne lastnosti, čistost Al-zlitin, poroznost

Abstract

The current aluminium high-pressure die casting technology for casting rotor squirrel cages of induction motor has to satisfy the requirements of high productivity, but does not satisfy the largest possible total efficiency of electric motors. With this aim the influence of casting defects, such as impurities and porosity, on the electrical properties of the cast aluminium was investigated. The specimens were cast from the Al-alloys Al99.99, Al99.7, Al99.5 and under various casting conditions, such as in the vacuum and in air. During the solidification, temperature and electrical conductivity of the castings were measured. Samples were analysed using an optical microscope to determine the proportion of the porosity in the castings, and using scanning electron microscope (SEM) to examine the phases and impurities in the castings. Based on these results the influence of impurities and porosity of the electrical properties of aluminium was explained.

Key words: electrical properties, purity of the Al-alloy, porosity

1 Uvod

Avtomobilska industrija za elektrifikacijo vozil trenutno pozna dva glavna tipa

1 Introduction

The automotive industry for the electrification of vehicles currently has two main types

elektromotorjev: motorje s permanentnimi magneti (IPM – internal permanent magnet motors) ter indukcijske motorje (IM – induction motors). Indukcijski elektromotor (asinhronski motor na izmenični tok) je preprost, robat, toplotno neobčutljiv ter poceni za izdelavo. Izdelava takega elektromotorja je še posebej gospodarna, če je kratkostična kletka rotorja narejena s postopkom visokotlačnega litja aluminija. [1,2]

Pri visokotlačnem litju kratkostičnih kletk rotorja se uporablja tehnično čist aluminij z različnimi stopnjami čistosti: 99,0; 99,5 ali 99,7 mas.% (1xx.x družina zlitin). Izbira je odvisna od specifičnih delovnih karakteristik stroja in zahtevnosti izdelka. Tipična električna prevodnost aluminija 99,7 je 60% IACS (International Annealed Copper Standard). Za indukcijski elektromotor je električna prevodnost aluminija ključna za zmanjšanje tokovnih izgub v kratkostični kletki rotorja in je ena izmed postavk, ki definirajo celotne izgube. [3,4]

Posameznikorakiproizvodnegaprocesa litja kratkostične kletke lahko negativno vplivajo na električno prevodnost aluminija. Primarni aluminij vsebuje od 0,3 do 1,0 mas.% nečistoč, med glavnimi sta železo in silicij. Tipična vrednost železa v primarnem aluminiju znaša 0,03 – 0,15 mas.% s srednjo vrednostjo ~ 0,07 – 0,10 mas.%. Tekoči aluminij je sposoben raztapljati železo, ko pride v stik z nezaščitnimi površinami talilne opreme in visokotlačnih orodij. Ravnotežna koncentracija železa, raztopljenega v tekoči fazi aluminija, znaša 2,5 mas.% pri 700 °C ter naraste do 5 mas.% pri temperaturi 800 °C. Z dodajanjem sekundarnega materiala pri taljenju primarnega aluminija še dodatno vnesemo nečistoče, bogate z železom. Železo ima veliko topnost v tekočem aluminiju, medtem ko se ta močno zmanjša v trdnem (največja je 0,05 mas.%

of electric motors, motors with permanent magnets (IPM - internal permanent magnet motors) and induction motors (IM - induction motors). The induction motor (asynchronous AC motor) is simple, rugged, thermally insensitive and inexpensive to manufacture. The manufactory of such an electric motor is especially economical if the short-circuit cage rotor is produced by a high-pressure die casting of aluminum. [1,2]

In the high-pressure die casting of short-cage rotor technically pure aluminium with varying degrees of purity: 99.0; 99.5 or 99.7 wt.% (1xx.x series of alloys) is used. The choice depends on the specific performance characteristics of the machinery and complexity of the product. A typical electrical conductivity of aluminium 99.7 is 60 % IACS (International Annealed Copper Standard). For the induction motor the electrical conductivity of aluminium is crucial to reduce the current losses in the short-cage rotor and is one of the factors that define a total loss. [3,4]

The individual steps of the manufacturing process of casting short-circuit cage may negatively affect the electrical conductivity of aluminium. Primary aluminium contains from 0.3 to 1.0 wt.% of impurities, mostly iron and silicon. The typical amount of iron in the primary aluminium is 0.03 to 0.15 wt.%. Liquid aluminium is able to dissolve the iron when it comes into contact with unprotected surfaces of the melting equipment and high-pressure tools. The equilibrium concentration of iron dissolved in the liquid phase of the aluminium is up to 2.5 wt.% at 700 °C and increases up to 5 wt.% at a temperature of 800 °C. By adding a secondary material in the smelting of primary aluminium additionally impurities rich in iron are entered. Iron has a high solubility in liquid aluminium, while it is greatly reduced in the solid (the highest is 0.05 wt.% at the solidus temperature). At

pri solidus temperaturi). Pri strjevanju se izloča evtektik ($\alpha\text{-Al} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$). [5]

Poleg vseh zgoraj naštetih vplivov, ki slabšajo električne in mehanske lastnosti aluminija v rotorju elektromotorja, je poroznost aluminija med najvplivnejšimi. Poroznost se pojavi kot posledica krčenja pri strjevanju in ohlajanju aluminija (krčilna poroznost) in kot posledica raztopljenih plinov v talini, ki se sproščajo zaradi zmanjšane topnosti (plinska poroznost).

Po Blochovem teoremu napake v kristalni mreži (praznine, tuji atomi in termično nihanje) predstavljajo sipanje elektronov. Sipanje elektronov povzroča specifično upornost (ρ) kovine, ki je obratna vrednost specifične električne prevodnosti (σ). [6]

Večina dosegljivih raziskav specifične električne upornosti bazira na aluminijevih zlitinah s silicijem [7–9], ki so široko uporabne v industriji visokotlačnega litja, medtem ko so zlitine iz skupine 1xx.x zelo redko vključene v raziskave.

2 Eksperimentalno delo

V raziskovalnem delu bomo uporabili aluminij 99,7 (kot v procesu visokotlačnega litja rotorjev) ter primerjalno naredili analize tudi na elektrolizno čistem aluminiju 99,999 ter zlitini z dodatkom železa - torej z zmanjšano čistostjo aluminija na 99,5. Izvedli bomo analizo strjevanja in ohlajanja vseh treh zgoraj omenjenih zlitin ter pridobili tudi podatke električne upornosti ulitka, tako v tekočem kot tudi v trdnem stanju. Merilni inštrument poleg preproste termične analize omogoča še meritve napetosti pri prehodu znane količine toka skozi znan presek ulitka (slika 1). Analiza bo izvedena v laboratoriju, kjer bomo pridobili vzorce s kontrolirano naplinjenostjo z različnimi tehnikami: uporaba vakuumu (Ar) ter litje

the solidification eutectic ($\alpha\text{-Al} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) is formed. [5]

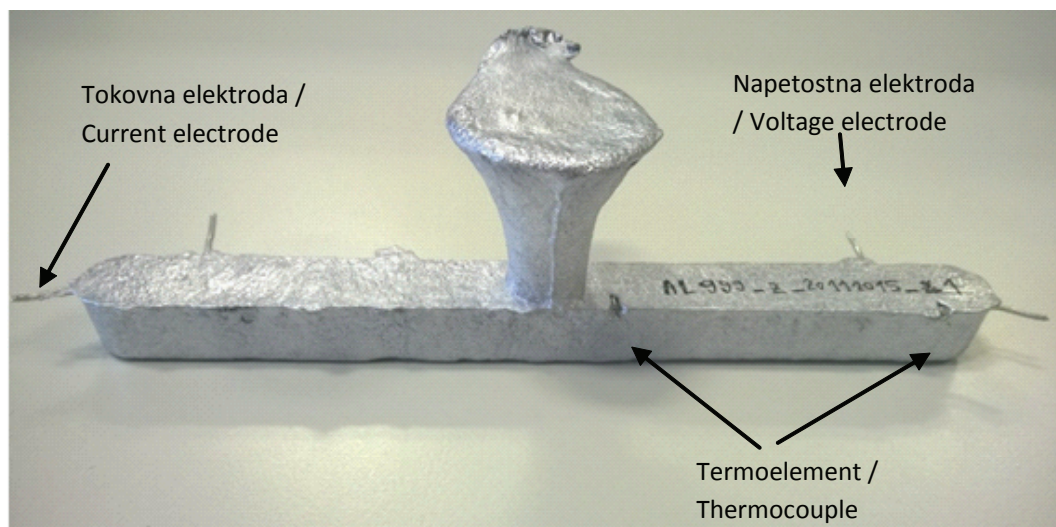
In addition to all the above influences that deteriorate the electrical and mechanical properties of aluminium in the rotor of the electric motor, the porosity of the aluminium is the most influential. The porosity occurs as a result of shrinkage during the solidification and cooling of the aluminium (shrink porosity) and as a consequence of the dissolved gases in the melt, which is emitted due to reduced solubility (gas porosity).

According to Bloch theorem, defects in the crystal lattice (vacancies, foreign atoms and thermal fluctuation) represent the scattering of electrons. Scattering of electrons causes a specific resistance (ρ) of the metal, which is the inverse of the specific electrical conductivity (σ). [6]

Most available researches of electrical resistivity are based on aluminium alloys using silicon [7-9], which are widely applied in the industry of high-pressure die casting, while the alloys from the group 1xx.x are very rarely involved in the research.

2 Experimental Work

In the research work aluminium 99.7 (as in the process of high-pressure die casting rotor) and as a comparative pure electrolytic aluminium 99.999 and alloy with the addition of iron - 99.5 were used. Analysis of solidification and cooling of the three above mentioned alloys were made, and the information of the electrical resistance of the cast part, in liquid as well as in solid state, was obtained. Measuring instruments in addition to the simple thermal analysis allows measurements of voltages when crossing a known quantity of flow through the known cross-section of the casting (Figure 1).



Slika 1: Ulitek iz merilne celice, kjer so vidna mesta meritve temperature, pozicije napetostnih elektrod ter pozicije tokovnih elektrod

Figure 1: Casting from the measuring cell, where the place of temperature measurement, the position of voltage electrode and the current positions of the electrodes are visible.

na zraku ($_z$). Iz kemične sestave aluminija in aluminijevih zlitin bomo s programom ThermoCalc izračunali termodinamično ravnotežje ter predvideli nastanek faz, ki slabšalno vplivajo na električno prevodnost ulitka. Pridobljene vzorce bomo preiskali z rentgenom, s katerim bomo analizirali delež poroznosti v ulitkih, ter tudi z optičnim in elektronskim mikroskopom in tako analizirali mikrostrukturne sestavine aluminija 99,7, tehnično čistega aluminija 99,999 ter aluminijeve zlitine 99,5 %.

3 Rezultati in diskusija

V raziskavi so bile uporabljene Al-zlitine, katerih kemijska sestava je podana v tabeli 1. Na podlagi kemijske sestave je bil izračunan ravnotežni fazni diagram ter predviden ravnotežni delež faz, ki jih lahko najdemo v preiskovanih zlitinah pri sobni

The analysis was carried out in a laboratory where samples were obtained with controlled gassing using different techniques: the use of a protective gas Ar ($_Ar$) and casting in air ($_z$). From the chemical composition of aluminium and aluminium alloys ThermoCalc program was used to calculate the thermodynamic equilibrium and to predict the phase formation which negatively affects the electrical conductivity of the casting. Furthermore, samples were examined by X-ray to analyse the proportion of porosity in castings, as well as optical and electron microscope to analyse the microstructure phases of aluminium 99.7, technically pure aluminium 99.999 and aluminium alloy 99.5%.

3 Results and Discussion

In this study the Al-alloy, which chemical composition is given in Table 1, were used.

temperaturi. Potek strjevanja je naslednji (slika 2): najprej se strdijo primarni zmesni kristali α -Al pri temp. 659,6 °C, nato poteka strjevanje eutektika (α -Al + $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) pri 653,2 °C, solidus temperatura znaša 652,8 °C. Pri temperaturi 284,9 °C se iz trdnega izloči še faza $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$, katere delež je zelo majhen glede na našo sestavo. Delež eutektske faze $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ se glede na delež Fe v Al-zlitini ustrezno spreminja: pri Al99,5 ta znaša 1,13 mas. %, pri Al99,7 0,32 mas. %, pri Al99,9 pa strjevanje Fe-faze ni predvideno.

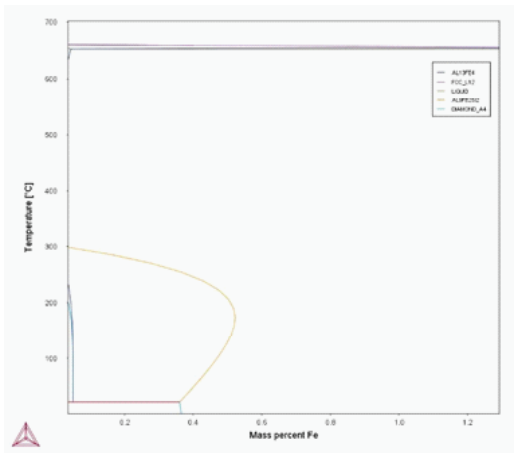
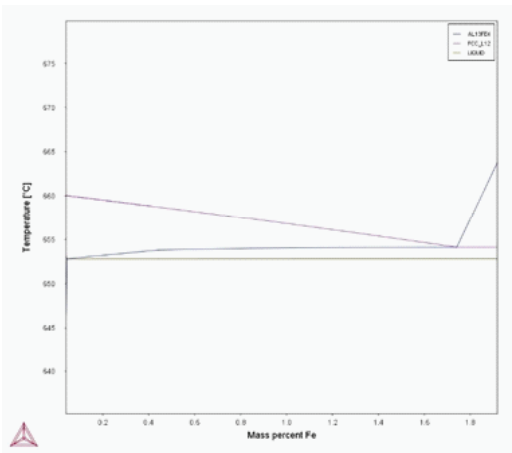
Meritve specifične električne upornosti preiskovanih zlitin prikazujeta sliki 3 in

On the basis of the chemical composition the equilibrium phase diagram and the expected equilibrium proportion of phases, which can be found in the investigated alloys at room temperature, were calculated. Solidification is as follows (Figure 2): as first primary crystals α -Al at the temp. 659.6 °C solidify, followed by the solidification of eutectic (α -Al + $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) at 653.2 °C, the solidus temperature is at 652.8 °C. At a temperature of 284.9 °C, the precipitation of $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ phase from the solid state occurs, whose proportion is very small relative to our composition. The proportion of eutectic

Tabela 1: Kemijska sestava preiskovanih vzorcev, v mas. %

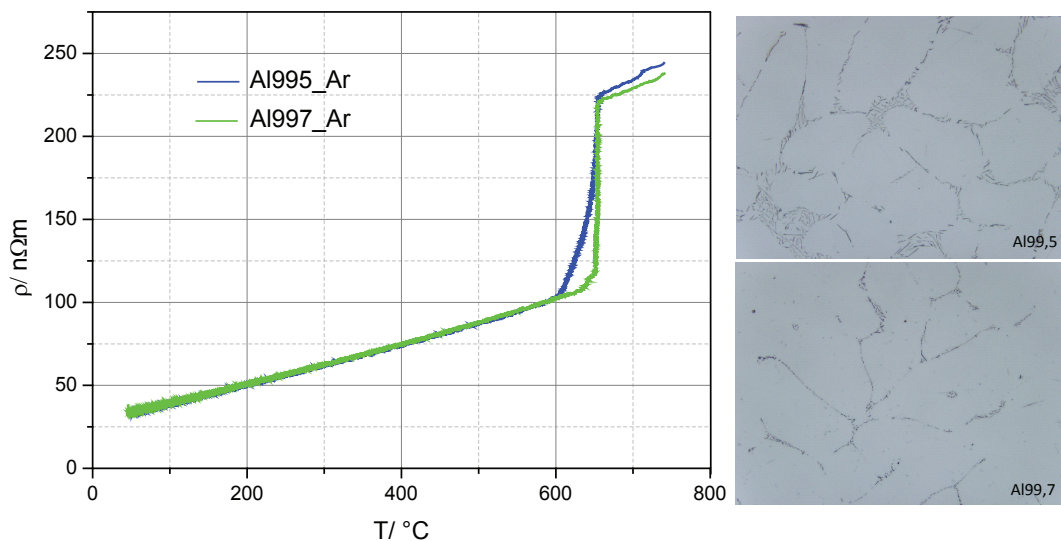
Table 1: Chemical composition of investigated samples, in wt. %.

Vzorec / Sample	Element								
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Ti
Al99.5_z	99,46867	0,03183	0,44166	0,00346	0,00131	0,00078	0,00139	0,02966	0,00199
Al99.5_Ar	99,54293	0,02699	0,38474	0,00307	0,00143	0,00083	0,00067	0,01531	0,00202
Al99.7_z	99,72397	0,02657	0,1609	0,00279	0,00141	0,00085	0,00321	0,05655	0,00212
Al99.7_Ar	99,75834	0,02517	0,15584	0,00265	0,0015	0,00024	0,00142	0,03712	0,00188
Al99.99_z	99,86324	0,00263	0,00114	0,00011	0,00061	0,0038	0,01194	0,11502	0,00019
Al99.99_Ar	99,99052	0,00191	0,00033	0,00023	0,00034	-0,00002	0,00034	0,00372	0,00035



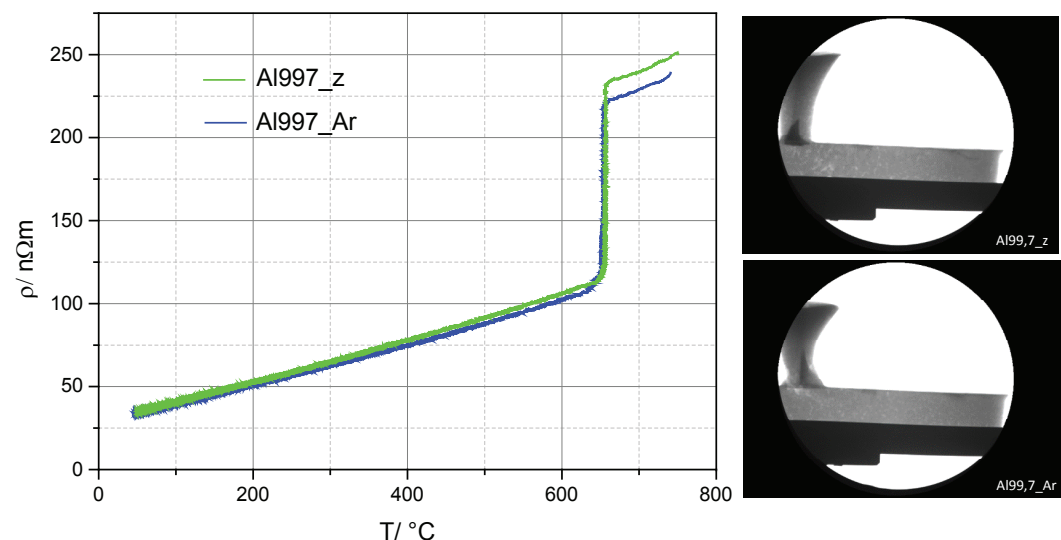
Slika 2: Ravnotežni fazni diagram izračunan iz kemijske sestave za vzorec Al99.7_z

Figure 2: Isoplete equilibrium phase diagram calculated from the chemical composition of sample Al99.7_z



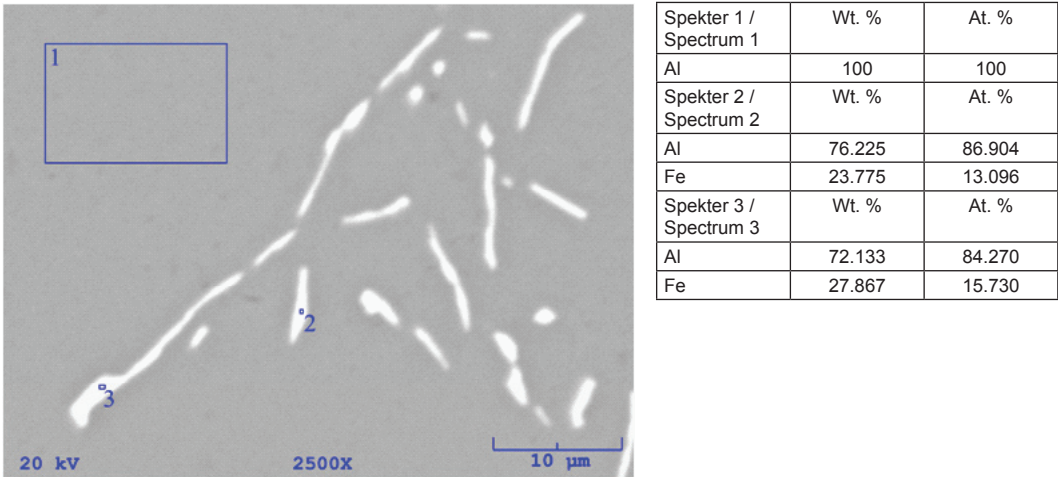
a) b)
Slika 3: Specifična električna upornost v odvisnosti od temperature za vzorce ulite na zraku a) ter ustrezni posnetki mikrostrukture b)

Figure 3: Specific electric resistivity regarding the temperature at various Fe contents a) and corresponding microstructure (b)



a) b)
Slika 4: Specifična električna upornost v odvisnosti od temperature za vzorce Al99,7, ulite na zraku in v Ar a) ter ustrezni rentgenski posnetki ulitkov b).

Figure 4: Specific electric resistivity regarding the temperature made for Al99.7 alloy in various atmospheres a) and corresponding X-ray b)



Slika 5: SEM posnetek in EDS analiza faz v vzorcu Al99,5_z

Figure 5: SEM micro-shot and EDS analysis pf phases in sample Al99.5_z

4. Na sliki 3.a je prikazana primerjava med meritvami upornosti glede na delež vsebnosti Fe. Vsi vzorci so bili v tem primeru uliti na zraku. Specifična upornost čistega aluminija Al99,9 je najnižja, kar je v skladu z literaturnimi viri [X, Y, Z]. Zlitini, ki vsebujeta večji delež Fe, pa kažeta večjo specifično električno upornost. Mikrostrukturni posnetki (narejeni na mestu termoelementa bližje roba ulitka) na sliki 3.b potrjujejo delež Fe in posledično Fe-evtektika (α -Al + $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) v preiskovanih zlitinah.

Slika 4 prikazuje primerjavo električne upornosti za vzorec Al99,7, prvič ulit v zaščitni atmosferi argona ter drugič ulit na zraku, ter ustrezne rentgenske posnetke za ugotavljanje poroznosti v ulitku. Razvidno je, da je p večji v primeru ulitka ulitega na zraku, kar je posledica večje plinske poroznosti ulitka (0,51 % na zraku in 0,39 % v Ar). To je bilo tudi dokazano z rentgensko analizo vzorcev.

Slika 5 prikazuje SEM posnetek vzorca Al99,7, ulitega na zraku, ter ustrezne EDS

phase $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ corresponds to the proportion of Fe in Al-alloys: in Al99.5 alloy it amounts 1.13 wt. %, in Al99.7 alloy is 0.32 wt. % and in Al99.9 alloy the solidification of Fe-phase is not foreseen.

Measurements of the specific electrical resistivity of the investigated alloys are shown in Figures 3 and 4. In Figure 3.a a comparison between the measured resistance of Al-alloys at various Fe content are presented. All samples were in this case cast in Ar. Alloy Al99.5, which contains a greater proportion of Fe (0.44) displaying a higher specific electrical resistance, which is in accordance with the literature [8, 9]. Micrographs (built on the site of the thermocouple closer to the end of the casting) in Figure 3.b confirm the proportion of Fe and the resulting Fe-eutectic (α -Al + $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) in the investigated alloys.

Figure 4 shows a comparison of the electrical resistance of the sample Al99.7, firstly cast in a protective atmosphere of argon, and the second cast in the air with the relevant X-rays to determine the porosity

analize posameznih faz. Potrjena je bila faza $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, faze $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ nismo zasledili.

4 Zaključki

Meritve električne upornosti so pokazale, da delež Fe ter delež poroznosti zvišujeta specifično električno upornost (ρ) aluminija. Fe v Al tvori evtektsko fazo ($\alpha\text{-Al} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$), katere večji delež povečuje ρ , tako ima zlitina Al99,5 večjo ρ kot zlitina Al99,9. Poroznost ter evtektska faza ($\alpha\text{-Al} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) povzročata večje sipanje elektronov, posledica je večja ρ .

in the casting. It is evident that ρ is greater in the case of the cast part in air as a result of higher gas porosity of the cast part (0.51 % in air, and 0.39 % in Ar). This has been proved by X-ray analysis of the samples.

Figure 5 shows SEM images of a sample Al99.7, cast in the air and the corresponding EDS analysis of individual phases. The presence of $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ phase was confirmed. $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ phase was not detected.

4 Conclusion

Measurements of the electrical resistance show that the proportion of Fe and share of the porosity greatly enhanced specific electrical resistivity (ρ) of aluminium. Fe in the Al form eutectic ($\alpha\text{-Al} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) phase, which increased portion increases ρ . Porosity and eutectic ($\alpha\text{-Al} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) phase are causing greater scattering of the electrons, resulting in a higher ρ .

5 Literaturni viri / References

- [1] Agapiou, J.S.: Inertia welding for assembly of copper squirrel cages, *Journal of Manufacturing Processes* 16, 2014, p.: 267-283.
- [2] Beaty, H.W., Kirtley, J.L., Jr.: *Electric Motor Handbook*, McGraw-Hill Book Company, 1998.
- [3] *Aluminum and Aluminum Alloys*, edited by Davis, J.R., ASM international – The Materials Information Society, 1994.
- [4] *Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM international – The Materials Information Society, 1990.
- [5] Taylor, J.A.: Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys, *Procedia Materials Science* 1, 11th International Congress on Metallurgy & Materials SAM/ CONAMET 2001, 2012, p.: 19–33.
- [6] Petrič, M.: *Sprememba dimenzij in električne upornosti med strjevanjem litin iz sistema Al-Si*, doktorska disertacija, Ljubljana 2013.
- [7] Brandt, R., Neuer, G., Electrical resistivity and thermal conductivity of pure aluminum and aluminum alloys up to and above the melting temperature. *International Journal of Thermophysics*, 2007, vol. 28, št.5, str. 1429-1446.
- [8] Rhim, W. K., Ishikawa, T. Noncontact electrical resistivity measurement technique for molten metals, *Review of scientific instruments*, 1998, vol. 69, št. 10, str 3628-3633.
- [9] Lohöfer, G. Electrical resistivity measurement of liquid metals. *Measurement science and technology*, 2005, vol. 16, str. 417-425.

Izboljšava mehanskih lastnosti

Improving the Mechanical Properties of AM60 Foundry Alloy

Povzetek

Zlitina MgAl6Mn se običajno uporablja za litje, izboljšanje njenih mehanskih lastnosti pa se doseže z različnimi toplotnimi obdelavami po litju. Ta študija se osredotoča na možnost izboljšanja mehanskih lastnosti zlitin MgAl6Mn z majhnimi deformacijami v vročem na izbranem območju ulitka po končanem strjevanju. Uliti material se je strdil s hitrostjo hitrosti ohlajanja 2, 7 in 50 K/min. Primerni pogoji za toplotno obdelavo so bili določeni s tlačnim preizkusom v temperaturnem razponu 200–450 °C, razponu hitrosti reformacije 0,001–10s⁻¹ in raztezu 0,8 vsakega ulitka. Na vzorce, izdelane iz ulitih blokov, so delovali majhne deformacije v vročem in dejanski raztezek v razponu 0,1–0,4 z uporabo vnaprej ocenjenih primernih temperatur in razponov hitrosti deformacije, mehanske lastnosti pa so bile določene na podlagi nateznih preizkusov in Charpyjevega preizkusa. Trikratno povečanje natezne trdnosti je bilo izmerjeno pri vzorcih z majhnimi deformacijami v vročem in pri hitrosti ohlajanja za strjevanje 7 K/min in več.

Abstract

MgAl6Mn alloy is usually used for casting and improving of its mechanical properties. It is usually achieved by various heat treatment procedures after casting. This study was focused on the possibility to improve the mechanical properties of MgAl6Mn alloy by imposing the small hot deformation on a selected area of casting after completed solidification. This cast material solidified with cooling rates of 2, 7 and 50 K/min, respectively. Then appropriate conditions for hot working were found using compression tests in the temperature range between 200–450°C, strain rates range 0.001–10s⁻¹ and strain of 0.8 for each as-cast state. On samples made from cast blocks small hot deformations of true strain in the range between 0.1 - 0.4 using previously assessed appropriate temperature and strain rate ranges were imposed and mechanical properties so by tensile as well as by Charpy tests were determined. Three times increase of tensile strength was obtained for samples with imposed small hot deformation and cooling rates at solidification of 7K/min and above.

1 Uvod

V zadnjih letih je zmanjševanje teže ter porabe energije postalo zelo pomembna naloga avtomobilske in prometne industrije. Posledično je v porastu uporaba magnezijevih zlitin, saj imajo v primerjavi s preostalimi kovinami zelo nizko težo,

1 Introduction

In recent years reducing of weight as well as of energy consumption are very important tasks induced by the automotive and transportation industries. This favors the application of magnesium alloys since they beside the very low weight in comparison

prav tako pa omogočajo odlično strojno obdelavo, reciklrnost, dimenzijsko stabilnost in imajo izvrstne mehanske lastnosti, zato konkurirajo celo aluminijevim zlitinam, v nekaterih aplikacijah pa celo jeklu. Magnezijeve zlitine so lahko zato pogosto primeren kandidat za zamenjavo aluminijevih in jeklenih konstrukcijskih delov, vendar pa je zaradi slabše preoblikovalnosti v vročem, lezenja in odpornosti na korozijo obseg njihove uporabe omejen [1–10].

Po drugi strani pa je dobro znano, da termodinamično deformirane zlitine prinašajo niz prednosti v primerjavi z litimi ustrezniki, zaradi slabše preoblikovalnosti magnezijevih zlitin pa se litje v primerjavi z deformacijami v vročem za proizvodnjo konstrukcijskih delov uporablja pogosteje. Omejena preoblikovalnost magnezijevih zlitin je posledica pomanjkanja primerne sistema zdrsa, pri temperaturah nad 250 °C, pri katerih je mogoče aktivirati nebazalni sistem zdrsa, pa je mogoče zagotoviti izboljšano preoblikovalnost.

Ena izmed najpriljubljenejših zlitin z ogromnim potencialom za najrazličnejše aplikacije je MgAl6Mn, iz katere se običajno proizvajajo konstrukcijski deli, včasih celo z deformacijo v vročem [11–17]. Običajno je treba pred deformacijo v vročem kot tudi po njej izvesti postopek homogenizacije za izboljšanje mehanskih lastnosti ulitkov. Prav tako je znano, da postopek homogenizacije magnezijevih zlitin zahteva ogromno energije in časa, saj lahko traja več ur, s čimer pa se posledično povečuje izhajanje toplogrednih plinov [3, 17–22]. Uporaba takšne magnezijeve zlitine bi lahko postala pogostejša, če bi bilo mogoče izboljšati njene mehanske lastnosti ter znižati proizvodne stroške. Zato je iskanje novih načinov za zmanjševanje emisij toplogrednih plinov, proizvodnih stroškov ter izboljšanje mehanskih lastnosti magnezijevih zlitin več kot smiselno.

to other metal exhibits also have good machinability, recyclability, dimensional stability as well as mechanical properties, and can therefore compete with aluminum alloys and in some applications even with steels. Mg alloys can thus be in many cases very promising candidate for replacement of aluminum and steel structural parts but their lower hot workability, creep strength and corrosion resistance limit their broader use [1-10].

On the other hand it is well known that thermal-mechanically deformed alloys possess several advantages over their cast counterparts, but due to low workability of magnesium alloys casting route is more frequently applied in comparison to hot deformation for production of structural parts. Limited workability of Mg alloy is namely a consequence of lack of sufficient slip systems, but at temperatures above 250°C at which the non-basal slip systems can be activated improved hot workability can be obtained.

One of the most popular magnesium alloys with great potential for many applications is MgAl6Mn from which structural parts are usually produced by casting and in some cases also by hot deformation [11-17]. Usually homogenization process is required for improving of mechanical properties of castings prior and also after hot deformation. Furthermore, it is also known that the process of homogenization of magnesium alloys is energy and time consuming since this can take several hours that consequently also increases emission of greenhouse gases [3, 17-22]. Application of this Mg alloy could be increased if the mechanical properties could be improved or production costs reduced. Thus it is reasonably to search for a new way for reducing the emission of greenhouse gases, production costs as well as increasing of mechanical properties at Mg alloys.

Namen te študije je raziskati strjevanje ter možnosti toplotne obdelave zlitine MgAl6Mn brez predhodnih homogenizacijskih postopkov. Strjevanje gravitacijsko lite magnezijeve zlitine MgAl6Mn je bilo že raziskano »in situ«, in sicer s pomočjo preproste toplotne analize. Rezultati poskusov so bili nadgrajeni z rezultati metalografske analize. Prav tako je bilo deformacijsko vedenje ulitkov zlitin MgAl6Mn v temperaturnem razponu 200–450 °C in pri razponu hitrosti deformacije 0,001–10 s⁻¹ določeno s pomočjo metodologije procesnih map.

The aim of this research was to study the solidification and the possibility of hot working of MgAl6Mn foundry alloy without prior homogenization process. The solidification of gravity cast magnesium alloy MgAl6Mn has been investigated with the "in situ" simple thermal analysis. The experimental results were upgraded with the results of metallographic analysis. Furthermore the deformation behavior of as-cast MgAl6Mn alloy in the temperature range 200–450°C and in the strain rate range 0.001–10 s⁻¹ were determined using processing maps methodology.

2 Ulitki – poskusni postopki in rezultati

Preiskovana zlitina je bila pripravljena s ponovnim taljenjem standardne zlitine MgAl6Mn v grafitnem lončku znotraj indukcijske peči. Kemijska sestava uporabljene zlitine MgAl6Mn je prikazana v Preglednici 1. Taljenje je bilo izvedeno v zaščitnem argonskem ozračju. Ko je bila dosežena temperatura 720 °C, je bila talina iz grafitnega lončka ulita v merilno celico, prikazano na Sliki 1, nato pa so bile izmerjene krivulje ohlajanja.

Toplotna analiza je bila izvedena na podlagi preprostega postopka, ki se imenuje ETA1.2 (oglejte si Sl. 1).

Preprosta toplotna analiza »in situ« (ETA) je metoda tako za raziskave kot preverjanja po zaključenih procesih strjevanja in ohlajanja. Tako je mogoče na posreden način opredeliti mikrostrukturo in lastnosti. Povezava med binarnimi faznimi

2 Casting - Experimental Procedure and Results

The investigated alloy was prepared by the re-melting of the standard MgAl6Mn alloy, which was done in the graphite crucible of the inductive furnace. The chemical composition of the employed MgAl6Mn alloy is presented in Table 1. The melting was done under the protective atmosphere of argon. When the temperature of 720°C was achieved the melt from the graphite crucible was cast into measuring cells as shown in Figure 1, and the cooling curves were measured.

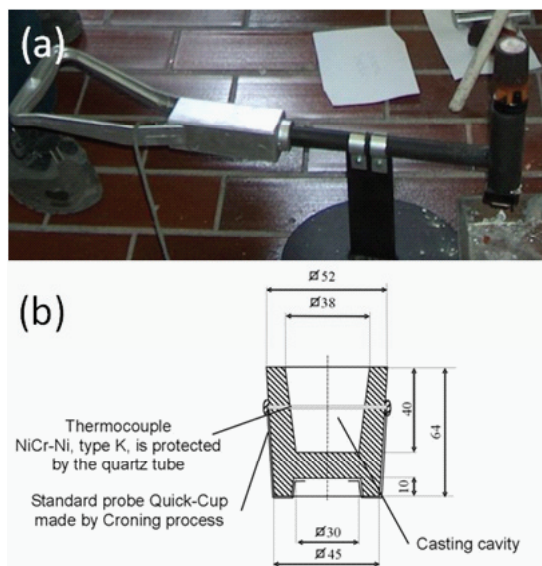
Thermal analysis was conducted in the simple thermal analyses called ETA1.2 (see Figure 1).

An "In situ" simple thermal analysis (ETA) is both an investigating and controlling method for following the solidification and cooling process of alloys. This way the microstructure and properties could

Preglednica 1: Kemijska sestava zlitine MgAl6Mn v [wt. %]

Table 1: Chemical composition of MgAl6Mn alloy in [wt.%].

Al	Zn	Mn	Cu	Si	Fe	Ni	Mg
6,28	0,1267	0,3056	0,005	0,0294	0,0032	0,0008	preostanek / rest



Slika 1: Oprema z merilno celico za toplotne analize »in situ« a) in Predstavitev merilne celice za toplotne analize »in situ« s strani prodajnega zastopnika ter vzorci za nadaljnje preiskave b).

Figure 1: Equipment with the measuring cell for »in situ« thermal analyses (a) and detailer presentation of the measuring cell for "in situ" simple thermal analyses and samples for further investigations (b).

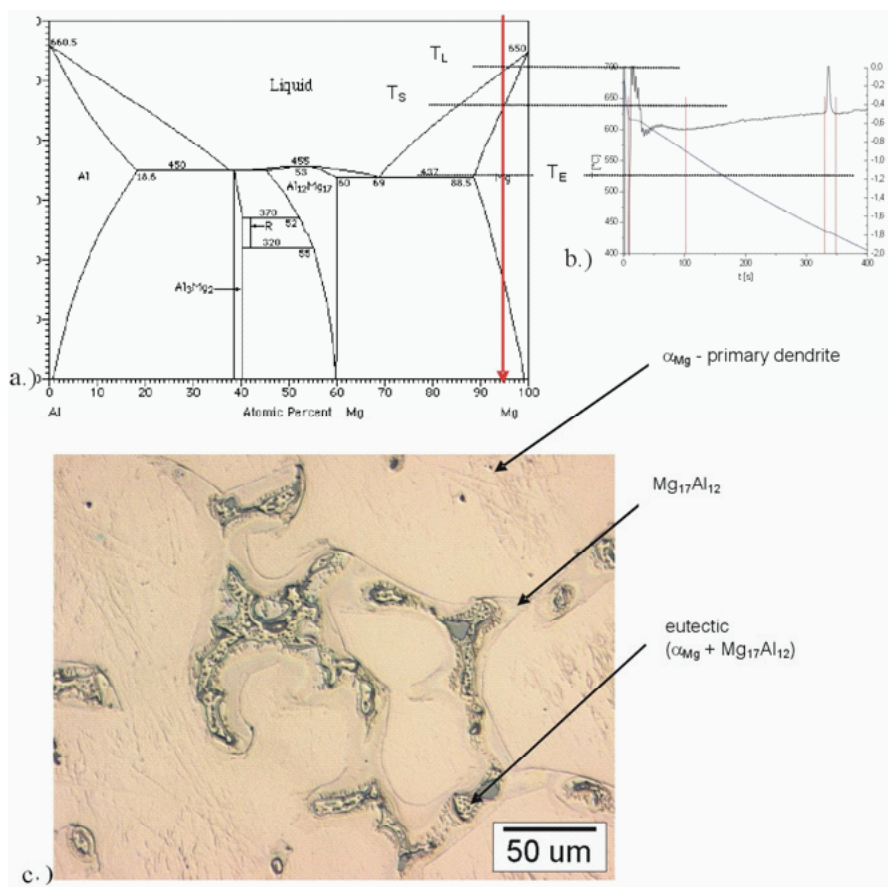
diagrami, krivuljo ohlajanja in iz preiskanega vzorca pridobljeno mikrostrukturo je prikazana na Slikah 2a–(c):

Po litju tekoče kovine v merilno celico je bila izmerjena najvišja temperatura 700 °C (oglejte si Sl. 2b). Nato sledita hlajenje in krčenje v tekočem stanju, dokler ni dosežena temperatura likvidusa.

Proces strjevanja se je začel in končal pri temperaturi solidusa. Izmerjena hitrost ohlajanja v središču merilne celice je znašala 7 K/s. Mikrostrukturne komponente sestavljajo v prvi vrsti precipitirani kristali magnezija αMg . Ob robovih kristalnih zrn se je evtektična zlitina $\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ strdila, saj je prišlo do lokalnega povečanja aluminijeve frakcije v talini kot posledica aluminijeve izceje, zaradi česar je prišlo do evtektičnega strjevanja. Vzrok se skriva v dejstvu, da primarni strjeni kristali αMg nimajo nazivne kompozicije zlitine XAl, ampak je koncentracija Al povečana in pomaknjena v levo proti evtektični točki, kot je prikazano na Sliki 2. Nastali heterogeni evtektik je značilen za nizke hitrosti

be determined indirectly. The connection between binary phase diagram, cooling curve and obtained microstructure of the investigated sample are shown in Figures 2a-c.

After the pouring of molten metal into measuring cell, the maximal temperature that was detected was 700°C (see Figure 2b). Then the cooling and contraction in liquid state follows as long as a liquid temperature is reached. Further the solidification process occurred and finished at solidus temperature. Measured cooling rate in the centre of the measuring cell was 7 K/s. Microstructure components are composed of primary precipitated crystals of αMg . Along the boundaries of the crystal grains the eutectic $\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ has been solidified, where the local increasing of the aluminum fraction was taking places in the melt due to the aluminum segregation and therefore the eutectic solidification occurred. The reason for that is that the primary solidified crystals of αMg don't have nominal composition of alloy, XAl, but



Slika 2: Strjevanje zlitine MgAl6Mn pri nizki hitrosti ohlajanja: binarni fazni diagram (a), krivulja ohlajanja (b) in pridobljena mikrostruktura ulitka pri hitrosti strjevanja 7 K/min (c).

Figure 2: Solidification of MgAl6Mn alloy at low cooling rate: binary phase diagram (a), cooling curve (b), and obtained as-cast microstructure at solidification rate of 7 K/min (c).

ohlajanja. Na podlagi tipičnih parametrov krivulje ohlajanja je bilo mogoče sklepati in oceniti kakovost zlitine.

3 Toplotna obdelava - poskusni postopki in rezultati

Za tlačno preizkušanje je bil uporabljen računalniško nadzorovan simulator metalurških stanj Gleeble 1500DA (oglejte

instead the concentration of Al increased and shifted left towards eutectic point as shown in Figure 2. Formed heterogeneous eutectic is characteristically for the low cooling rates. From typical parameters of a cooling curve it was possible to conclude and estimate the quality of alloy.

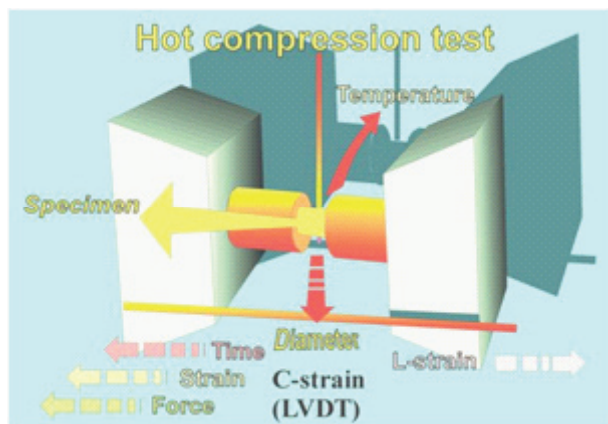
si Sliko 3). Za zmanjšanje trenja med valjastim vzorcem in orodjem ter v izogib medsebojni zvaritvi je bilo uporabljeno grafitno mazivo. Valjasti vzorci vrste Rastegew z dimenzijami $\phi=10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ so bili izrezani iz gravitacijsko litih blokov velikosti $30 \times 40 \times 40\text{ mm}$. Med preizkušanjem je napetostni modul kontrolnega sistema naprave Gleeble 1500D izračunal površino trenutnega preseka vzorca na podlagi izmerjene L-deformacije ter nato še dejansko napetost in deformacijo. Preizkušanje je bilo izvedeno v temperaturnem razponu $200\text{--}450^\circ\text{C}$ in šestih različnih hitrostih deformacij, tj. $0,001, 0,01, 0,1, 1,0, 5,0$ in $10,0\text{ s}^{-1}$. Hitrost segrevanja je znašala $3,0^\circ\text{C/s}$, čas pregrevanja za deformacijsko temperaturo pa je znašal 15 s . Po deformaciji so bili vzorci hitro pogašeni z vodo, da bi se ohranila mikrostruktura za metalografske preiskave.

Procesna mapa je bila določena na podlagi dinamičnega modela materiala, ki ga je razvila in ga pogosto uporablja skupina Y. V. R. K. Prasad [23-25]. Procesne mape materiala je mogoče opisati z eksplicitno predstavitvijo odzivov na uvedene procesne parametre. Gre za prekrivanje učinkovitosti izgube moči in mape nestabilnosti.

3 Hot Working - Experimental Procedure and Results

A computer controlled simulator of metallurgical states Gleeble 1500D was used for compression testing (see Figure 3). For reduction of friction between the cylindrical specimen and the tool and to avoid their mutual welding, graphite lubricant was used. Cylindrical specimens of Rastegew type with dimensions $\phi=10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ were cut from gravity cast block of dimensions $30 \times 40 \times 40\text{ mm}$. During testing the stress module in the Gleeble 1500D control system calculated the instantaneous cross-sectional area of the specimen from the L-strain measurement and computed the true stress and true strains. Testing was performed in the temperature range of $200\text{--}450^\circ\text{C}$, at six different strain rates, i.e. $0.001, 0.01, 0.1, 1.0, 5.0$ and 10.0 s^{-1} . The heating rate was 3.0°C/s , and the soaking time on deformation temperature was 15 s . After deformation the specimens were rapidly quenched with water to preserve the microstructure for metallographic investigations.

The processing map has been determined on the basis of a dynamic material model, which has been developed



Slika 3: Shematski prikaz sistema za tlačno preizkušanje Gleeble 1500D z vzorci in tlačnimi čeljustmi.

Figure 3: Schematic representation of the Gleeble 1500D compression testing arrangement with sample and compression jaws.

Obdelovanec pod deformacijskimi pogoji v vročem tega modela deluje kot razsipnik energije. Konstitutivna enačba opisuje način, na katerega se energija P v katerem koli trenutku pretvori v dve obliki, toplotno energijo G , zaradi česar naraste temperatura, mikrostrukturne spremembe povzroči transformacija metalurške dinamike J , stanja pa ni mogoče povrniti. V glavnem so izgube posledica prenehanje naraščanja temperature, le majhen del energije pa se izgubi kot posledica mikrostrukturnih sprememb. Delitev moči med G in J kontrolira konstitutivni pretok materiala, določa pa jo občutljivost na hitrost deformacije m meje tečenja, podane z [23–25]

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma d \log(\sigma)}{\dot{\epsilon} \sigma d \log(\dot{\epsilon})} \approx \frac{\Delta \log(\sigma)}{\Delta \log(\dot{\epsilon})} = m \quad (1)$$

V primeru idealnega razsipnika je mogoče prikazati enaki količini J in G , kar posledično pomeni $M = 1$ in $J = J_{\max}$, učinkovitost izgube moči pa je ponazorjena z enačbo

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1}. \quad (2)$$

Razlike vrednosti η ter temperatura T in hitrost deformacije $\dot{\epsilon}$ predstavljajo relativno vrednost izgube energije med mikrostrukturnimi spremembami. Mikrostrukturne spremembe so lahko stabilne, npr. takšne, ki vključujejo dinamično obnovo in dinamično rekristalizacijo, ali nestabilne, ki vključujejo: klinaste razpoke, nastanek praznin ob trdnih delcih, staranje dinamične deformacije in makrostrukturne razpoke. Ker med nestabilnimi spremembami nastajajo nove površine, je potrebne več energije, medtem ko stabilne spremembe vedno potekajo ob dislokaciji roba zrna. Mapa nestabilnosti je opredeljena kot merilo stabilnosti dinamičnega materiala, diferencialni koeficient funkcije izgube

and widely used by the group of Y. V. R. K. Prasad [23–25]. The processing map of material can be described as an explicit representation of its response on the imposed process parameters. It is a superimposition of the efficiency of power dissipation and an instability map.

The workpiece under hot deformation conditions of this model works as an energy dissipater. The constituent equation describes the manner in which energy, P , is converted at any instant into two forms, thermal energy, G , making temperature increase and microstructural change caused by transform of metallurgical dynamics, J , which are not recoverable. In general, most of the dissipation is due to a temperature rise and only a small amount of the energy dissipates through microstructural changes. The power partitioning between G and J is controlled by the constitutive flow behavior of the material and is decided by the strain rate sensitivity, m , of flow stress given by [23–25]

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma d \log(\sigma)}{\dot{\epsilon} \sigma d \log(\dot{\epsilon})} \approx \frac{\Delta \log(\sigma)}{\Delta \log(\dot{\epsilon})} = m \quad (1)$$

For an ideal dissipator it can be shown that both quantities J and G are equal, which consequently means that $m = 1$ and $J = J_{\max}$ whereas the efficiency of power dissipation is given by:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1}. \quad (2)$$

The variation of temperature, T , and strain rate, $\dot{\epsilon}$, represents the relative value of energy dissipation occurring through microstructural changes. Microstructural changes can be stable, which includes a dynamic recovery and dynamic recrystallization, and instable which includes: wedge cracking, void formation at hard particles, dynamic strain ageing and macrostructural cracking. Since

pa mora zadostiti pogoju neenakosti, podanemu z naslednjo formulo

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln(\dot{\epsilon})} + m > 0. \quad (3)$$

Na Sliki 4 je prikazana procesna mapa z učinkovitostjo izgube moči in mapa nestabilnosti kontur pri temperaturnem razponu 200 °C do 450 °C ter hitrosti deformacije 0,001s⁻¹ do 10 s⁻¹ in pri dejanskem raztezku 0,4. Kot je razvidno, se nestabilna cona pojavi v temperaturnih razponih med 200–250 °C in 400–450 °C, tako pri nižji kot višji hitrosti deformacije. Pri nižjih vrednosti učinkovitosti izgube moči pri omenjenih temperaturnih razponih ter celoten razpon hitrosti deformacije nakazuje, da lahko kot posledica mikrostrukturnih sprememb nastanejo razpoke.

Slika 4: Procesna mapa, tj. prekrivanje mape izgube moči in mape nestabilnosti pri dejanskem raztezku 0,4 in pri temperaturnem razponu med 200–450 °C in hitrostih deformacije 0,001–10 s⁻¹ s prikazanimi položaji stanj za vzorce in mikrostrukture, ki so podani na samostojnih slikah.

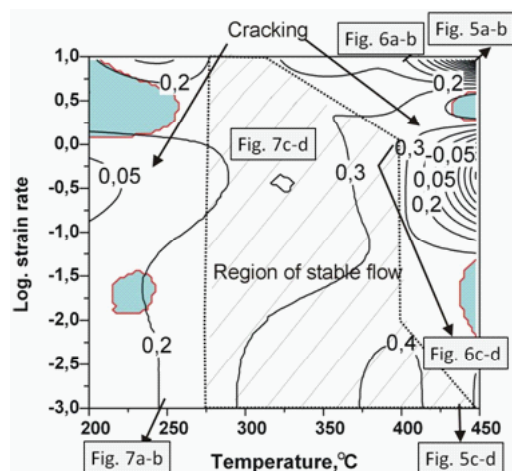
Območja z nižjimi vrednostmi učinkovitosti izgube moči ležijo tako v zgornjih kot spodnjih območjih vseh

new surfaces are formed during instable changes, more energy is required, while stable changes always take place by grain boundary migration. The instability map is defined by a stability criterion for a dynamic material, where the differential quotient of its dissipative function has to satisfy an inequality condition, given by the following expression:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln(\dot{\epsilon})} + m > 0. \quad (3)$$

Figure 4 shows the processing map with efficiency of power dissipation and instability contour map for temperature range from 200°C to 450°C and strain rates 0.001s⁻¹ to 10s⁻¹ at true strain of 0.4. As can be seen the instable zone appears in the temperature ranges between 200 - 250°C and 400 - 450°C, at both higher and lower strain rates. Also lower values for efficiency of power dissipation for mentioned temperature regions and entire interval of strain rates indicate the microstructural changes that can result in cracking.

Areas with lower values of efficiency of power dissipation lie on the lower and upper regions of all the tested strain rates. Mentioned lower values for efficiency of

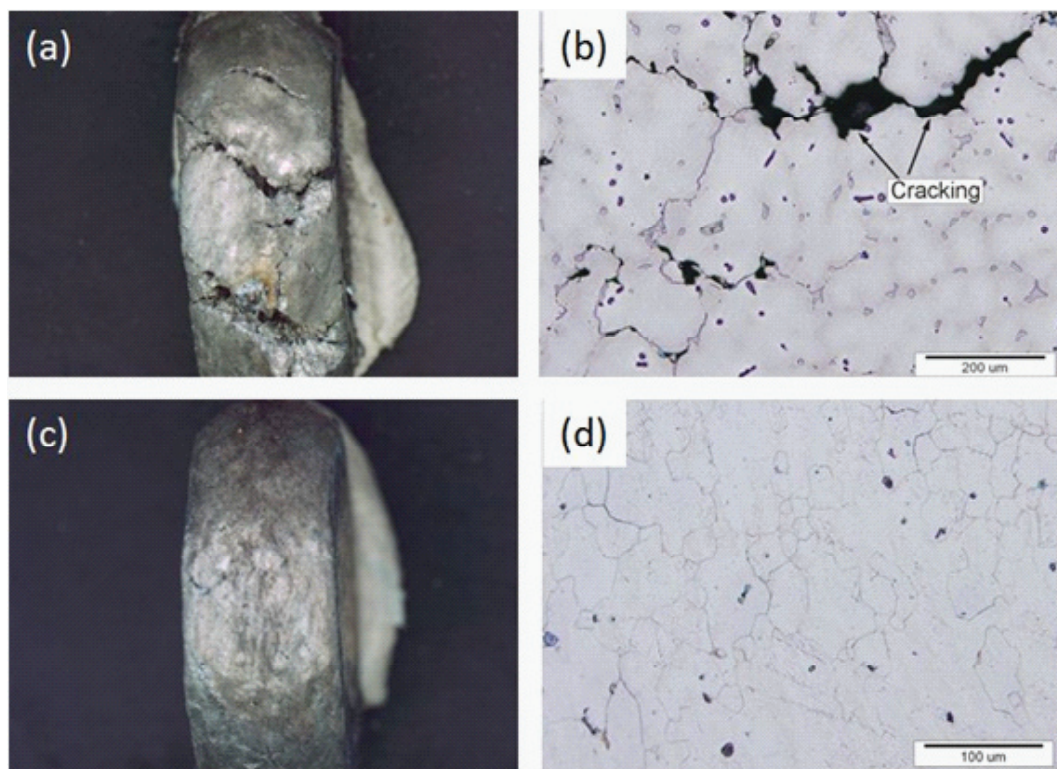


Slika 4: Procesna mapa, tj. prekrivanje mape izgube moči in mape nestabilnosti pri dejanskem raztezku 0,4 in pri temperaturnem razponu med 200–450 °C in hitrostih deformacije 0,001–10 s⁻¹ s prikazanimi položaji stanj za vzorce in mikrostrukture, ki so podani na samostojnih slikah.

Figure 4: Processing map, i.e. superimposition of power dissipation map and instability map at true strain of 0.4 for temperature range from 200 - 450°C, and strain rates 0.001 - 10s⁻¹ with depicted positions of conditions for samples and microstructures which are given on separate figures.

preizkušenih hitrosti strjevanja. Omenjene nižje vrednosti učinkovitosti izgube moči označujejo, da se bistven delež energije prenese v obliki toplote in manjši del v mikrostrukturne spremembe, kar lahko nakazuje nižjo stopnjo preoblikovalnosti. Slika 5a prikazuje makroskopski pogled nastanka razpok na površini vzorca, preoblikovanega pri hitrosti deformacije 10 s^{-1} in temperaturi 450°C . Nastale razpoke so posledica precipitiranega evtektika $\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ na robovih zrn, kot je prikazano na Sliki 5b. Ker je ta evtektik pri 450°C v

power dissipation indicate that larger part of energy is transferred in heat and smaller part in microstructure changes, which could indicate lower deformability. On Figure 5a the macroscopic view of occurrence of cracks on the surface of the specimen deformed at strain rate of 10 s^{-1} and temperature of 450°C is presented. Observed cracks are the consequence of precipitated $\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ eutectic on grain boundaries as shown in Figure 5b. Since the mentioned eutectic is in liquid state at 450°C and due to relative motion on grain boundaries



Slika 5: Deformacijski pogoji pri hitrost deformacije 10 s^{-1} in temperaturi 450°C : makroskopski pogled na deformiran vzorec (a) in razpoke na robovih zrn (b); deformacijski pogoji pri hitrosti deformacije 10 s^{-1} in temperaturi 450°C : makroskopski pogled na vzorec (c) in dinamična rekristalizacija (d).

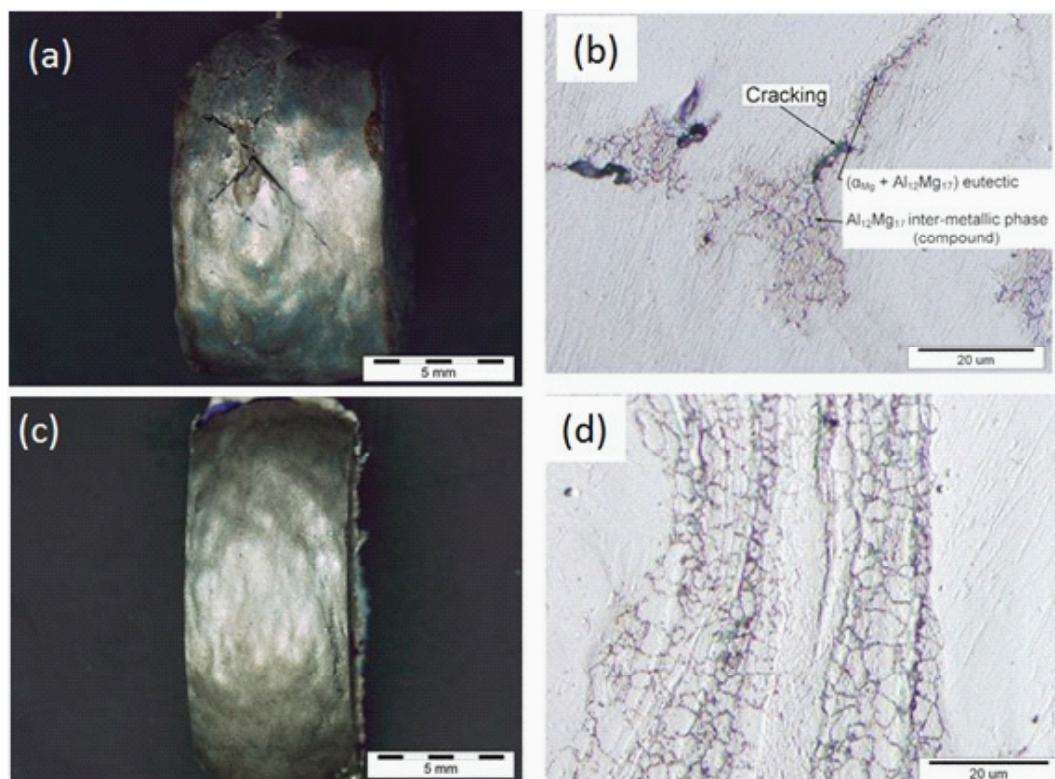
Figure 5: Deformation conditions strain rate 10 s^{-1} and temperature 450°C : macroscopic view of deformed specimen (a), and grain boundary cracking (b); deformation conditions strain rate 10 s^{-1} and temperature 450°C : macroscopic view of specimen (c), and dynamic recrystallization (d).

tekočem stanju in zaradi relativnega gibanja na robovih zrn med toplim preoblikovanjem, nastajajo mikrorazpoke. Pri stiskanju pri 450 °C nastajajo razpoke pri vseh hitrostih deformacije, razen pri najnižji, tj. 0,001 s⁻¹ (oglejte si Slike 5c–d). Prisotnost dinamične rekristalizacije, ki je prikazana na Sliki 5d, zavira večanje razpok, ki so posledica evtektika $\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ na robovih zrn.

Pri stiskanju pri temperaturi 400 °C in hitrostih deformacije 5 in 10 s⁻¹ so prav tako nastajale razpoke (Slike 6a–b). Takšne razpoke so posledica precipitacije evtektika

during hot forming process it results in micro-cracking. At compression at 450 °C the cracks occur at all strain rates, with exception of lowest one, i.e. 0.001 s⁻¹ (see Figures 5c–d). The presence of dynamic recrystallization shown in Figure 5d, hinder the cracks growth as a consequence of $\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ eutectic on grain boundaries.

The compression on temperature 400 °C and strain rates 5 and 10 s⁻¹ also results in cracking (Figure 6a–b). These are a consequence of precipitation of mentioned



Slika 6: Deformacijski pogoji pri hitrosti deformacije 5 s⁻¹ in temperaturi 400 °C: makroskopski pogled na deformiran vzorec (a) in razpoke v mikrostrukturi (b); deformacijski pogoji pri hitrosti deformacije 1,0 s⁻¹ in temperaturi 400 °C: makroskopski pogled na vzorec (c) in dinamična rekristalizacija (d).

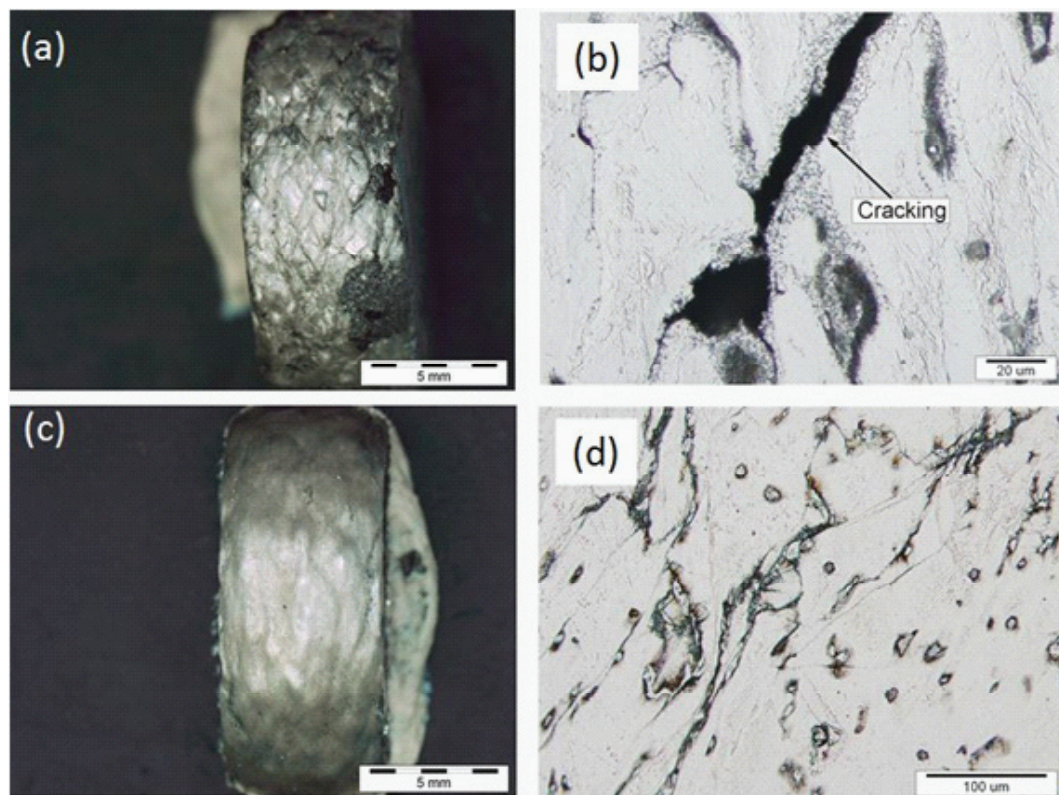
Figure 6: Deformation conditions strain rate 5 s⁻¹ and temperature 400 °C: macroscopic view of deformed specimen (a), and cracks in microstructure (b); deformation conditions strain rate 1.0 s⁻¹ and temperature 400 °C: macroscopic view of specimen (c), and dynamic recrystallization (d).

$\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ in intermetalne faze na robovih zrn.

Pri nižjih hitrostih deformacije večanje razpok zavira proces dinamične kristalizacije. Na Sliki 6c je prikazan makro-pogled deformiranega vzorca pri 400 °C in hitrosti deformacije 1 s^{-1} , Slika 6d pa prikazuje mikrostrukturo tega vzorca, na kateri je jasno vidna dinamična rekristalizacija. Pri nižjih temperaturah, npr. 200–250 °C, toplotno preoblikovanje ni mogoče ne glede

$\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ eutectic and $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ intermetallic phase on grain boundaries

At lower strain rates process crack growth is hindered by the process of dynamic recrystallization. Figure 6c shows the macro-view of deformed specimen at 400°C and strain rate of 1 s^{-1} , and Figure 6d shows the microstructure of this sample where the presence of dynamic recrystallization is clearly visible. In the lower temperature region, i.e. 200 – 250°C



Slika 7: Deformacijski pogoji pri hitrosti deformacije $0,001 \text{ s}^{-1}$ in temperaturi 250 °C: makroskopski pogled na deformiran vzorec (a) in razpoke v mikrostrukturi (b); deformacijski pogoji pri hitrosti deformacije $1,0 \text{ s}^{-1}$ in temperaturi 300 °C: makroskopski pogled na vzorec (c) in mikrostruktura brez razpok (d).

Figure 7: Deformation conditions strain rate 0.001 s^{-1} and temperature 250°C: macroscopic view of deformed specimen (a), and cracks in microstructure (b); deformation conditions strain rate 1.0 s^{-1} and temperature 300°C: macroscopic view of specimen (c), and cracks-free microstructure (d).

na hitrost deformacije. Običajni videz vzorca in deformirana mikrostruktura znotraj tega območja sta prikazana na Slikah 7a–b.

Slika 7c prikazuje makroskopski pogled deformiranega vzorca pri 300 °C in hitrosti deformacije 1 s⁻¹. Njegova površina in mikrostruktura sta prikazani na Sliki 7d in sta brez razpok. Rezultat je bil enak tudi pri temperaturi 300 °C in višjih hitrostih deformacije, tj. 5s⁻¹ in 10s⁻¹. Območja z nižjimi vrednostmi učinkovitosti izgube moči, tj. $\eta < 0,2$, prikazana na Sliki 4, so povsem skladna s podatki o vedenju zlitine med stiskanjem v vročem. Pomnite, da je na Sliki 4 območje, v katerem je toplo preoblikovanje mogoče, označeno s črtkanimi črtami.

4 Sklepi

Strjevanje zlitin Mg-Al je bilo raziskano na podlagi krivulj strjevanja. Zaradi prisotnosti mangana v proučevani zlitini MgAl6Mn nastaja intermetalnična spojina Al4Mn pri nižjih koncentracijah raztopljenega aluminija v staljeni kovini, evtektik pa nastaja pri nižjih hitrostih ohlajanja. Deformacija gravitacijsko litih vzorcev v temperaturnih razponih 200–450 °C in v razponu hitrosti ohlajanja 0,001–10s⁻¹ je bila proučena s pomočjo procesnih map. Na podlagi naših raziskav smo dognali naslednje:

- za zlitino sta značilna mehčalna mehanizma dinamična obnova in dinamična rekristalizacija med plastično deformacijo v temperaturnem razponu 300–400 °C in pri nižjih hitrostih ohlajanja 0,001–1s⁻¹. To pomeni, da je v teh temperaturnih območjih in pri takšnih hitrostih ohlajanja mogoče izvajati postopek toplega preoblikovanja.
- Pri temperaturah nad 430 °C pa je za material zaradi taljenja evtektika $\alpha\text{Mg} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ na robovih zrn značilna manjša voljnost.

hot forming is not possible at any strain rate. Typical appearance of specimen and its microstructure deformed within this region are shown in Figures 7a–b.

In Figure 7c a macroscopic view of deformed specimen at 300°C and strain rate of 1s⁻¹ is shown. Its surface and its microstructure shown in Figure 7d are cracks free. The same results were also obtained at temperature 300°C for higher strain rates, i.e. 5s⁻¹ and 10s⁻¹. Areas with lower values of efficiency of power dissipation, i.e. $\eta < 0.2$ shown in Figure 4 are in very good agreement with obtained behavior of alloy during hot compression. Note that in Figure 4 the area, where safe hot forming is possible, is hatched.

4 Conclusions

From the cooling curves the solidification of the Mg-Al alloys was studied. Due to the presence of manganese in the studied MgAl6Mn alloy the formation of the inter-metallic compound Al4Mn is taking place with decreasing concentration of the dissolved aluminum in the molten metal, but the formation of eutectic occurred at low cooling rate. The deformation characteristic of gravity cast samples in the temperature range 200 - 450°C and in the strain rate range 0.001 - 10s⁻¹ has been studied using processing maps. The following conclusions can be drawn from our investigation:

- The alloy exhibit dynamic recovery and dynamic recrystallization softening mechanism during plastic deformation in the medium temperature range 300 - 400°C and at lower strain rates 0.001 - 1s⁻¹. Thus hot deformation can be performed in these temperatures and strain rates regions.
- At temperatures higher than 430°C the material exhibit lower ductility due

- Pri temperaturah 250 °C in manj je prišlo do nastanka razpok na robovih zrn zaradi precipitacije intermetalne faze Al₁₂Mg₁₇ in evtektika αMg + Al₁₂Mg₁₇.
- S tehnološkega in proizvodnega vidika je torej za toplo preoblikovanje optimalna temperatura 300 °C, uporabiti pa je mogoče tudi višje hitrosti deformacije, tj. 5,0–10,0 s⁻¹.
- Trikratno povečanje natezne trdnosti, tj. 318 MPa, je bilo zagotovljeno v toplo preoblikovanem vzorcu pri temperaturi 300 °C in hitrosti deformacije 1,0 s⁻¹ in hitrostjo ohlajanja med strjevanjem 7 K/min in več.
- to melting of αMg + Al₁₂Mg₁₇ eutectic which is located on a grain boundaries.
- At temperatures 250°C and lower, grain boundary cracking due to precipitates of Al₁₂Mg₁₇ intermetallic phase and αMg + Al₁₂Mg₁₇ eutectic has been observed.
- From technological and production point of view the optimal temperature for hot forming is 300°C where also higher strain rates, i.e. 5.0 – 10.0 s⁻¹, could be applied.
- Three times increase of tensile strength, i.e. 318 MPa, was obtained for samples with imposed small hot deformation at a temperature of 300°C and strain rate of 1.0 s⁻¹ at cooling rates during solidification of 7K/min and above.

5 Viri / References

1. J. Dzwonczyk, Y. V. R. K. Prasad, N. Hort, K. Ulrich Kainer, Enhancement of Workability in AZ31 Alloy – Processing Maps: Part I, Cast Material, *Advanced Engineering Materials*, 8/10 (2006) 966–972.
2. T.B. Massalski, H. Okamoto: *Binary Alloys Phase Diagrams* 2nd ed. L. Subramanian, Kaprzak eds., ASM, Metal Park, Ohio, (1990).
3. A.G. Beer, M.R. Barnett, *Mater. Sci. Eng. A*, 485A, (2008), 318–324.
4. Y. Prasad, K.P. Rao, *Mater. Sci. Eng. A*, 487A, (2008), 316–327.
5. R. Zeng, E. Han, W. Ke, W. Dietzel, K.U. Kainer, A. Atrens, *Int. J. Fatig.*, 32, (2010), 411–419.
6. H. Watanabe, M. Yamaguchi, Y. Takigawa, K. Higashi, , *Mater. Sci. Eng. A*, 454–455A,
7. Mrvar, M. Terelj, G. Kugler, M. Fazarinc, J. Medved, *RMZ Mater. Geoenv.*, 53,(2006), 175–192.
8. K. Yu, W. Li, J. Zhao, Z. Ma, R. Wang, *Scr. Mater.*, 48, (2003) 1319–1323.
9. J. Medved, P. Mrvar, *Mater. sci. forum*, 508 (2006) 2, 603–608.P.
10. J.A. del Valle, O.A. Ruano, *Mater. Sci. Eng. A*, 487A, (2008), 473–480.
11. E. Evangelista, E. Gariboldi, O. Lohne, S. Spigarelli, *Mater. Sci. Eng. A* 387–389 (2004) 41–45.
12. M. Sivapragash, P.R. Lakshminarayanan, R. Karthikeyan, M. Hanumantha, R.R. Bhatt, *Materials and Design* 29 (2008) 860–866.
13. Zhiyi Liu, Song Bai, SukBong Kang, *Scripta Materialia* 60 (2009) 403–406.
14. P. Changizian, A. Zarei-Hanzaki, Ali A. Roostaei, *Materials and Design* 39 (2012) 384–389.

15. M.I. Barrena, J.M. Gómez de Salazar, L. Matesanz, A. Soria, *Mater. Charact.* 62 (2011) 982 – 986.
16. M.T. Pérez-Prado, J.A. del Valle, J.M. Contreras, O.A. Ruano, *Scripta Materialia* 50 (2004) 661–665.
17. Gongyao Gu, Shaoting Lin, Yong Xia, Qing Zhou, *Materials and Design* 38 (2012) 124–132.
18. H.T. Zhou, Q.B. Li, Z.K. Zhao, Z.C. Liu, S.F. Wen, Q.D. Wang, *Mater. Sci. Eng. A*, 527A, (2010), 2022–2026.
19. J. Medved, P. Mrvar: Thermal analysis of the Mg-Al alloys. *Mater. sci. forum*, 2006, let. 508. 2, 603–608.
20. C.M. Sellars, W.J. McgTegart, *Mem. Sci. Rev. Metal.*, 63 (1966), 731–746.
21. C.M. Sellars, W.J. Mcg. Tegart, *Int. Metall. Rev.*, 17 (1972), 1–24.
22. J.J. Jonas, C.M. Sellars, W.J. Mcg. Tegart, *Metall. Rev.*, 130 (1969), 1–24.
23. Y. V. R. K. Prasad, S. Sasidhara, *Hot Working Guide, Compendium of Processing Maps*, ASM - International, ISBN: 0-87170-589-2, OH, USA, 1997, str. 1–24.
24. S. V. S. Narayana Murty, B. Nageswara Rao, B. P. Kashyap, *International Materials Reviews* 45/1 (2000) 15–26.
25. K.P. Rao, Y.V.R.K. Prasad, N. Hort, K.U. Kainer, *Journal of Materials Processing Technology*, 201/1–3, (2008), 359–363.

AKTUALNO / CURRENT

57. mednarodno livarsko posvetovanje Portorož 2017

Letošnje že 57. Mednarodno livarsko posvetovanje Portorož 2017 s spremljajočo livarsko razstavo, je potekalo v času od 13. do 15. septembra 2017, zopet v Kongresnem centru Hotela Slovenija. Na tem osrednjem livarskem dogodku Društva livarjev Slovenije je bilo prisotnih 271 udeležencev iz 14 držav in Slovenije. Na livarski razstavi beležimo letos rekordnih 54 razstavljalcev, od tega 28 iz tujine in 26 iz Slovenije.

Posvetovanje in razstavo je odprla v imenu organizatorjev predsednica Društva livarjev Slovenije in predsednica organizacijskega odbora prireditve, mag. Mirjam Jan-Blažič. Uvodoma je pozdravila vse prisotne: avtorje in soavtorje predavanj, razstavljalce in sponzorje na razstavi ter pokrovitelje posvetovanja kot tudi medije in druge udeležence, med njimi pa še posebej naslednje goste:

- **g. Andrew Turner-ja**, generalnega sekretarja WFO - Svetovne livarske organizacije iz Velike Britanije,
- **Dr. Erwin Flender-ja**, BDG - Zveznega združenja Nemške livarske industrije,
- **Prof. dr. Peter Schumacher-ja**, iz posloводства ÖGI -Avstrijskega livarskega inštituta iz Leobna,
- **mag. Tadeusz Franaszek-a**, predsednika Združenja livarjev Poljske,
- **prof. dr. Zdenko Zovko Brodarac**, prodekanico Metalurške fakultete v Sisku Univerze v Zagrebu in novo predsednico Združenja hrvaških livarjev,



Otvoritev posvetovanja, predsednica Društva mag. M. Jan-Blažič in plenarno predsedstvo: prof. dr. P. Mrvar, prof. dr. F. Zupanič, mag. D. Brence, M. Žmavčič

- **prof. dr. Nado Štrbac**, dekanico Tehnične fakultete v Boru, Univerze v Beogradu iz Srbije.

V nadaljevanju je podala globalni pogled na program posvetovanja, ki je ponudil 32 predavanj in 9 posterskih predstavitev. Poudarila je, da je v globalnem svetu tekmovalnosti in vse bolj digitalno in robotizirano vodeni proizvodnji, lahko uspešno le tisto livarstvo, ki je zasnovano na znanju ter pripravljeno na hitre spremembe. Zaradi tega je bil izbrani moto letošnjega livarskega posvetovanja pod naslovom **»USTVARJALNOST IN FLEKSIBILNOST«**.

Program predavanj je bil razdeljen na tri tematska področja: plenarna predavanja - skupaj 10, železove litine in livarske tehnologije-skupaj 12 in neželezne zlitine-skupaj 10 predavanj. Od tega je bilo 21 predavanj iz tujine ter 11 iz Slovenije. Med plakalnimi prikazi (posterji) je bilo 5 tujih in 4 domači. Aktivno je pri predstavitvah sodelovalo kar 105 udeležencev, od tega 63 iz tujine.

V predstavitveni del je bilo vključenih : 26 gospodarskih organizacij od tega 13 iz tujine, 14 univerz, od tega 12 tujih, 9 raziskovalnih inštitutov od tega 8 tujih ter dve strokovni združenji, od tega eno tuje.

Plenarni del predavanj je bil usmerjen v pregledna in specifična. zelo kakovostna predavanja.

Navajamo najpomembnejše zaključke teh predavanj:

- **E. Flender, predsednik Zveznega združenja Nemške livarske industrije**, je v uvodnem predavanju podal za slovenske livarne zelo zanimivo temo: **»Kaj uspešne, majhne in srednje velike evropske livarne delajo prav?«** Livarstvo je dobavitelj številnim prednostnim industrijam in mora sprejemati njihove zahteve kot odjemalcev svojih izdelkov. Ob tem se manjše livarne morajo zavedati pomembnosti kupca, svoje usposobljenosti in svojega razvojnega potenciala. Prilagoditi se morajo tehnološkim zahtevam ter ciljem celotne verige ter se prilagajati njihovim zahtevam in s tem zagotavljati svoj gospodarski uspeh. Litje je zahtevna tehnologija, vendar se da z razumevanjem vseh dejavnikov doseči dobre finančne rezultate in dolgoročno uspešnost.
- **R. Deike, redni profesor in predstojnik katedre za tehnologijo kovin, Univerza Duisburg-Essen, Nemčija**, je podal tudi za slovenski prostor zanimivo predavanje: **»Pomembnost livarske industrije v krožnem gospodarstvu«**. Strategija krožnega gospodarstva postaja vse pomembnejša. Pri tem je pomembna vzpostavitev sodelovanja vzdolž celotne verige ustvarjanja dodane vrednosti. Za vse livarne je že danes značilen visok delež uporabe recikliranih materialov. Kakovostno recikliranje in stalno spremljanje kemijske sestave ulitkov omogoča ponavljajoče cikle, brez vpliva na kakovost ulitkov. Livarne železovih litin danes uporabljajo že med 90 in 100% odpadnega materiala ter zagotavljajo kakovost ulitkov. S tega vidika je livarska industrija z viri surovin ena najgospodarnejših industrijskih panog.
- **Križman, zaslužni profesor Univerze v Mariboru**, je s soavtorji izbral za slovensko livarstvo najpomembnejšo temo: **»Prehod v industrijo 4.0-izziv in prihodnost za slovenske livarne«**. Celotna slovenska proizvodnja ulitkov je v letu 2016 znašala 192.000 ton, pri čemer med tehnologijami prednjači tlačno litje aluminijevih zlitin, ki količinsko predstavlja sicer le 12 %, vrednostno pa več kot četrtino prihodkov livarske industrije. Materiali so uvrščeni v Slovensko strategijo pametne specializacije S4. Zato je pri Gospodarski zbornici Slovenije bilo ustanovljeno eno izmed prednostnih slovenskih strateško razvojnih partnerstev SRIP-MATPRO in livarstvo je uvrščeno med pomembne strateške dejavnosti tega partnerstva. Ob tem ima livarstvo možnosti izkoriščanja

naslednjih primerjalnih prednosti: visoka stopnja prilagodljivosti, vključenost v globalne verige vrednosti, efektivna raba surovinskih in energijskih virov, visoka stopnja recikliranja in sodelovanje z institucijami znanja. Predstavljeni so bili posamični primeri naprednih tehnologij v devetih slovenskih livarnah.

- **C. Heiselbetz, direktor globalnih raziskav in razvoja v podjetju Nemak Europe GmbH, Nemčija** je svoje predavanje naslovil z: »**Izzivi E-komponent rešitve v livarskih tehnologijah**«. Večina kompleksnih komponent za električne pogone osebnih vozil je zasnovana na osnovi ulitkov. Predvsem velja to za ohišja električnih motorjev, akumulatorjev in krmilnih enot. V prihodnosti bo mogoče izbirati med različnimi postopki litja teh komponent. Primeri dvodelnih konstrukcij kažejo na možnosti izvedbe s tlačnim litjem. Pri tem bo potrebna optimizacija procesa neposrednega spajanja. Izbira procesa litja bo odvisna od kompleksnosti ulitka in števila izdelanih ulitkov. Za ohišja električnih motorjev je najprimernejše nizkotlačno litje. Zanimive možnosti ima tudi proces litja v pesek s peščenim jedrom (CPS). Novo področje so ohišja akumulatorjev. Zaradi nekaterih zapletenih hladilnih kanalov se ob tlačnem litju kažejo tudi možnosti za nizkotlačno litje zaradi natančnejšega polnjenja livne votline.
- **N. Erhard, poslovni direktor in podpredsednik družbe Oskar Frech, GmbH +Co.KG, Schorndorf, Nemčija**, je podal predavanje: »**Prihodnje zahteve pri litju v trajne forme in tehniške zahteve za donosnost**«. Optimizacija postopkov litja je danes mogoča le z optimizacijo postopkov litja, storilnosti ter nadzora kakovosti. Podjetje je razvilo ulivni sistem FGS (Frech Gating System), ki znatno zmanjša število razdelilnih kanalov v formi ter odpravlja potrebe po ulivniku. V tem primeru je to nov vidik litja pri tople komornih strojih za tlačno litje. Podoben primer je tudi pri postopku Vacural. Prav tako je možno s celovito analizo procesa prihraniti stroške za energijo med 30 in 50%. S temi aplikacijami je možno bistveno izboljšanje donosnosti samega postopka.
- **R. Döpp, zaslužni profesor TU Clausthal, Institut za metalurgijo, Clausthal, Nemčija**, je predstavil temo: »**Prispevek k strukturi in lastnostim temprane litine**«. Fizikalne, tehnološke in mehanske lastnosti tempranih litin so med jekleno litino in litim železom, pri čemer so v odvisnosti od sestave ter naknadne termične obdelave možne številne kombinacije. V vsakem primeru je potrebno zagotoviti belo strjevanje na osnovi metastabilnega sistema Fe-Fe₃C. Kovinska osnova ima tako vedno zgradbo ferit/perlit. Temprano lito železo lahko ima tako različne kombinacije trdnosti in duktilnosti. Ob tem sta pomembna tudi delež eksogenega in endogenega strjevanja. Ulitki iz bele in črne temprane litine omogočajo tvorbo duktilnih Fe-C-Si struktur ulitkov.
- **P. Schumacher, redni profesor in predstojnik katedre za livarstvo ter član uprave Avstrijskega livarskega inštituta v Leobnu, Avstrija**, je v svoji predstavitvi izpostavil raziskavo z naslovom: »**Razkritje modificiranja evtektskega Si v aluminijevi zlitini ob uporabi napredne elektronske mikroskopije**«. Za lastnosti evtektičnega silicija je bistvena njegova oblika. Za raziskave so uporabili opazovanje vzorcev v temnem polju pri transmisiji elektronski mikroskopiji (STEM) ter atomsko tomografijo (APT). V sistemu Al-Si nastajajo štirje različni načini sprememb: adsorbcija na presečišču ploskev Si, adsorbcija na robu dvojčične ploskve, adsorbcija pred rastjo dvojčkov Si in segregacija na meji med evtektičnim Si in evtektičnim Al. Raziskave omogočajo tako tudi celovit vpogled v vpliv modifikacijskih elementov.
- **R. Bähr, redni profesor, vodja oddelka za izdelovalno in preoblikovalno tehniko, Univerza Otto von Guericke, Magdeburg, Nemčija**, je podal temo: »**Raziskovalne aktivnosti, ki se nanašajo na aditivne proizvodne tehnike oddelka za livarstvo in**

preoblikovanje na Univerzi Otto von Guericke Magdeburg«. Pri aditivni tehniki je velika prednost v prilagodljivosti pri izdelavi geometrijsko zahtevnih komponent v zelo kratkem času. Predstavljene so bile različne aditivne proizvodne tehnike. Pri tem se je oddelek za livarstvo osredotočil na projekte za področje medicine. Izpostavljeni so bili trije primeri: proizvodnja realnih anatomskih fantomov za izobraževalne procese, izdelava individualnih torakalnih vsadkov, orodja za injekcijsko brizganje. Predstavljena je bila tudi možnost uporabe selektivnega laserskega taljenja kot nove metode aditivnih tehnologij.

- **K. Weiss, direktor podjetja RWP GmbH, Roetgen, Nemčija**, je skupaj s sodelavcem C. Baitiang-om v predavanju izpostavil aktualne možnosti razvoja z naslovom: **»Načrtovanje izdelka kot del tehniškega razvoja v dobi industrije 4.0«**. Livarska industrija je zaradi konkurenčne tekme primorana v nove procesne tehnike in digitalno preoblikovanje. Ključnega pomena so trije elementi: kakovost izdelka, pravočasna dobava in zaupanje kupca. Zaupanje je danes zasnovano predvsem na natančnih in hitrih informacijah. Za prikaz vseh informacij bodo livarne morale vključiti napredne simulacije celotnega postopka in upravljanja, imenovano tudi »digitalna senca« (digital shadow). Prikazan je bil primer na zahtevnem izdelku, tankostenskem ulitku izdelanem po postopku vakuumskega centrifugalnega precizijskega litja (VCIC). Prav tako je bil prikazan primer tehnologije hlajenja bloka jeder pri litju v pesek. Digitalno vodenje tehnologije je velikega pomena tudi za celotno vrednostno verigo v katero je vključena posamezna livarna.
- **P. Mrvar, predstojnik katedre za livarstvo na FNT, Univerze v Ljubljani**, je imel predstavitev z naslovom: **»Celovito načrtovanje in obvladovanje kompleksnih ulitkov v tehnologiji tlačnega litja«**. Prikazan je bil primer virtualne obravnave ulitka z izbiro tehnologije tlačnega litja (HPDC), izračunom livarskega procesa ter modelni opis vseh treh faz tlačnega litja. Za področja ulitka, ki naj bodo brez makro poroznosti je prikazan postopek lokalnega stiskanja (local squeezing process) v testastem stanju. Podane so bile primerjave izračunov volumskih napak, dimenzij ter deformacij ulitka z realnimi rezultati iz tehnološke prakse v livarni LTH Castings. Preverjeno celovito obvladovanje procesa HPDC je velikega pomena tudi iz ekonomskega vidika. Drugi dan posvetovanja je bil namenjen predavanjem v sekcijah. Prikazani so bili raziskovalni in razvojni dosežki univerz, raziskovalnih institutov ter gospodarskih družb. Iz sekcije železovih litin in livarskih tehnologij na kratko izpostavljamo 5 najzanimivejših od skupno 12 predavanj:
- **M. Riebisch, sodelavec Livarskega instituta, Univerza RWTH Aachen, Nemčija**, je predstavil temo: **»Vpliv karbidotvornih elementov na mikrostrukturo in mehanske lastnosti utrjenih zmesnih kristalov sive litine s kroglastim grafitom«**. V zadnjih letih se je močno povečala uporaba odpadnega jekla pri proizvodnji sive litine. S tem se povečuje tveganje za onesnaženje taline s karbidotvornimi elementi. Si v nodularni litini spodbuja tvorbo grafita in preprečuje tvorbo perlita in karbidov v mikrostrukturi. To omogoča uporabo določenih nizkolegiranih odpadnih jekel v vložku. Proučevani so bili posamezni in kombinirani vplivi Cr, Mn, Mo, Nb in V na mikrostrukturo ter mehanske lastnosti litine EN-GJS-500-14 s 3,8% Si. Rezultati so pokazali, da je znatna vsebnost Mn, Nb in V sprejemljiva, Cr in Mo pa imata zelo negativen vpliv. Na podlagi izračuna regresijskih parametrov je bilo določeno kvantitativno razmerje med kemijsko sestavo, mikrostrukturo in mehanskimi lastnostmi.
- **A. Kump, predstavnik podjetja NovaCast Systems AB, Švedska**, je ob sodelovanju strokovnjakov iz Kovis Livarne podal predavanje z naslovom: **»Procesni manager, kot celoviti metalurško proizvodni pripomoček za vodenje in organiziranje sive oz.**

nodularne litine od vložka do litja«. Zaradi vse večjih zahtev po kakovosti mora operater zagotavljati stabilnost procesa. Procesni manager mora zbirati vse informacije iz tališnice ter jih posredovati operaterjem. Pridobljeni podatki se zbirajo v sistemu, do katerega je možno vedno enostavno pristopati v času sledljivosti proizvodnje. Komunikacijski center je integriran v metalurški procesni sistem ATAS MetStar. Procesni manager je povezan z različnimi napravami za merjenje, kontrolo in opremo, ki omogočajo korekcijo procesov. Podatki se samodejno analizirajo ter grafično preoblikujejo in so na razpolago operaterjem.

- **R. Rudolf, znanstvena svetnica in docentka na Inštitutu za tehnologijo materialov, Univerze v Mariboru**, je predstavila prispevek : »Nanotehnologija v metalurgiji: analiza stanja in napoved razvoja«. Na področju proizvodnje visoko kakovostnih materialov za uporabo v elektroniki, optiki, energetiki. medicini in drugje je v zadnjem obdobju bil dosežen napredek z razvojem nanotehnologije. Pri tem se v zadnjem času uporabljajo tudi za visoko trdnostna in zahtevna orodna jekla ter nekatere druge kovinske materiale izračuni, ki kažejo trdnosti posameznih nanofaz v conah maksimalne napetosti z izbrano fragmentacijo matrične faze. Ob prisotnosti nanokompozitnih faz se lahko bistveno izboljšajo mehanske lastnosti. Drobnozrnata osnovna struktura in utrjevalne kovinske nanofaze lahko bistveno pripomorejo k lastnostim kovinskih materialov.
- **M. Bodenburg, sodelavec podjetja MAGMA Giessereitechnologie GmbH, Aachen, Nemčija**, je podal vse bolj aktualno temo: »**Podpora proizvodnemu napredku in stabilnosti procesov s pomočjo simulacijske optimizacije**«. Klasična simulacija ima sklop omejitvenih parametrov, kot so temperatura, čas litja, kakovost metalurške tehnologije. Procesi so zelo občutljivi na spremembe omejitvenih pogojev. S pomočjo optimizacije je možno vzpostaviti stabilne procesne pogoje že pred začetkom proizvodnje. Proučevanje procesov litja s pomočjo virtualnih preskusov litja (DOE), namesto simulacije samo določene točke procesa, zagotavlja dodatne informacije glede stabilnosti procesa in občutljivosti procesnih parametrov.
- **M. Kobezen, sodelavec podjetja FerroČrtalič d.o.o., Dolenjske toplice**, je predstavil dosežke podjetja z naslovom: »**Čiščenje ulitkov z visokim pritiskom vode in abrazivnimi mediji**«. Tehnologija površinske obdelave postaja vse pomembnejši faktor za kakovost ulitkov. Uporaba kovinskih abrazivov v livarski industriji zahteva pravilno izbiro in pravičen postopek obdelave. Kot ponudnik celovitih rešitev podjetje intenzivno raziskuje visokotlačno vodno čiščenje, ki prihaja predvsem v poštev za kompleksne geometrije in težko dostopne notranje votline ulitkov.

Iz sekcije neželeznih zlitin prav tako izpostavljam 5 od skupno 11 predavanj :

- **I. Todaro, pogodbeni profesor, Center za industrijske raziskave, Univerza v Bologni, Bologna, Italija**, je prikazal razvojne dosežke centra s predavanjem: »**Visoko prevoden aluminijev kompozit s kovinsko osnovo z vključki ogljika, izdelan s tehniko litja**«. Namen raziskav je tehnologija izdelave kompozita na kovinski osnovi (MMC) aluminija in vključenih komponent, ki naj zagotavljajo visoko toplotno prevodnost, ki jo zahtevajo nekateri elementi za mikroelektroniko, e-mobilnost, obnovljivih virov energije in zelo učinkovitih motorjev z notranjim zgorevanjem. Kot vložni material so izbrani materiali na osnovi ogljika. Z numerično simulacijo so bile izbrane možnosti. Poskusno so bili izdelani kompoziti Al+ diamantni prah, Al+ reduciran grafenov oksid in Al+ pirolizni grafit. Izdelani so bili uliti kompoziti in raziskane lastnosti.
- **S. Kastelic, raziskovalec, Tehnološki center Livarstvo. Ljubljana in Naravoslovnotehniška fakulteta** je predstavil temo: »**Načrtovanje orodja in procesa**



Plenarni predavatelj, prof. dr. A. Križman in plenarno predsedstvo

tlačnega litja s pomočjo FEM analize«. Načrtovanje tehnologije litja danes temelji na uporabi numeričnih programov. Predstavljen je bil razvoj tehnologije litja za zelo zahteven in kompleksen ulitek, ki ga lijejo v livarni Mahle Letrika Komen d.o.o. Testirani so bili livni sistemi s ciljem optimizacije litja. Simulacija je dodatno zajela tudi analizo napetosti in deformacij v orodju in ulitku ob upoštevanju hladilno grelnega sistema v orodju. Z numerično simulacijo je tehnologija lahko optimizirana do stopnje, ki zagotavlja uspešen začetek litja.

- **B. Jung, vodja centra za livarsko tehnologijo, Heck+Becker GmbH&Co. KG, Nemčija**, je podal predavanje z naslovom: »**Izdelava prototipov tlačnih ulitkov v 12 tednih**«. Prototipi morajo danes že imeti lastnosti serijsko ulitih delov. Priprava prototipov tlačnih ulitkov z litjem v peščene forme zahteva zaradi uporabe za tlačno litje izdatne spremembe. Razvili so postopek, ki lahko prototipe izdelane s tlačnim litjem v celoti nadomesti s prototipi skozi postopek tlačnega litja. Takšne prototipe je možno izdelati v 12 tednih in imajo enake lastnosti kot serijsko proizvedeni tlačni ulitki. Prav tako je možen določen dodaten razvoj, brez izdelave novih form. Tehnološki center podjetja omogoča proizvodnjo prvih ulitkov skladno s parametri serijske proizvodnje.
- **M. Maile, vodja prodaje, Wollin GmbH., Nemčija**, je predstavil razvojne dosežke podjetja s predavanjem: »**Aplikacije minimalnega brizganja**«. Podjetje je za potrebe tlačnega litja razvilo sistem EcoSpray. Sredstvo za brizganje orodij po odpiranju forme je brez dodatka vode, kar izboljša kakovost ulitkov. Sredstvo ima zelo visoko stopnjo adhezije in se zanesljivo lahko uporablja z novimi brizgalnimi šobami razvitimi prav tako v tem podjetju. Prednosti sistema so predvsem v krajših časih brizganja in manjših toplotnih šokih v orodju ter s tem v daljši življenjski dobi orodij. Sredstva Eco spray se lahko uporabljajo pri temperaturi forme do 400 °C. Uporabljajo se lahko za aluminijeve in magnezijeve ulitke.

- **V. Kolda, svetnik za prodajo in tehniko, Mecas ESI s. r. o., Češka**, je predstavil temo : »**Uporaba simulacij v zgodnji fazi razvoja procesa tlačnega litja**«. Prikazan je razvoj virtualne predstavitve zasnove forme, funkcioniranja livnega sistema in izbire stroja za tlačno litje že v fazi razvoja. Predstavljen je inovativen način uporabe orodij za numerične simulacije v postopku priprave in razvoja nove forme za tlačno litje. Ta inovativen pristop lahko vodi do bistveno krajšega časa razvoja form ter znižanja stroškov v povezavi z razvojem, morebitnim spreminjanjem in popravili forme. Torej že v razvojni fazi lahko preverjamo zasnovo nove forme.

Sodeč po zelo pozitivnih odzivih udeležencev letošnjega livarskega posvetovanja in razstave, lahko zaključimo, da je za nami še eno uspešno srečanje znanstvenikov in raziskovalcev ter strokovnjakov iz livarske industrije in gospodarskih družb dobaviteljev za livarsko industrijo.



Pogled na plenarno dvorano

Kot organizatorji smo se zavzeli za to, da smo zagotovili v programsko razvojnem smislu veliko večino odličnih predavanj s aktualnimi temami in tudi v organizacijskem smislu smo se skupaj s ekipo Kongresnega centra Slovenija trudili, da je več ali manj vse potekalo gladko.

In ne nazadnje naj omenimo na koncu še to, da je Občina Piran tradicionalno organizirala sprejem za naše udeležence na predvečer pričetka posvetovanja in razstave. To je naš že udomačen pozdravni večer med dolgoletnimi prijatelji v stroki in spoznavni večer z novimi udeleženci. Tudi na ta način se Občini prijazno zahvaljujemo za to dolgoletno sodelovanje.

Predsednica organizacijskega odbora
mag. Mirjam Jan-Blažič

Predsednik programskega odbora
Em-prof. dr Alojz Krizman



Plenarni predavatelj,
dr. E. Flender



Plenarni predavatelj,
prof. dr. R. Deike



Plenarni predavatelj,
C. Heiselbetz



Plenarni predavatelj,
dr. N. Erhard



Plenarni predavatelj,
prof. dr. R. Doepp



Plenarni predavatelj,
prof. dr. P. Schumacher



Plenarni predavatelj,
prof. dr. R. Baehr



Plenarni predavatelj,
dr. K. Weiss



Plenarni predavatelj,
C. Baitiang



Plenarni predavatelj, prof. dr. P. Mrvar



Recepcija posvetovanja (dr. M. Petrič, dr. M. Vončina, T. Balaško, J. Šifer, dr. S. Kastelic)



Udeleženca
iz Mariborske
livarne
Maribor d.d.



Udeleženci iz tujine



Pogled na udeležence v času odmora



Utrip iz razstavnega prostora



Razstavni prostor Mahle Letrika
Group



Razstavni prostor BL Metal,
Bogdan Lovšin s.p.



Razstavni prostor
Feal-Inženiring d.o.o.



Razstavni prostor Siapro d.o.o.



Razstavni prostor Naravoslovnotehniške fakultete



Razstavni prostor TC Livarstvo d.o.o. in Mecas Esi s.r.o.



Razstavni prostor Living d.o.o.



Razstavni prostor RWP GmbH



Razstavni prostor Hagi GmbH



Razstavni prostor StrikoWestofen GmbH



Razstavni prostor FerroČrtalič d.o.o.



Razstavni prostor Calderys Deutschland GmbH



Razstavni prostor SwatyComet d.o.o.



Razstavni prostor Messer Slovenija d.o.o.



Razstavni prostor Oskar Frech GmbH + Co. KG



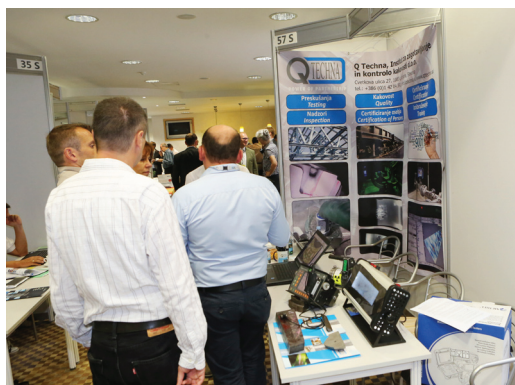
Razstavni prostor Fondarex SA



Razstavni prostor TCT Tesic GmbH



Razstavni prostor EKW Kremen d.o.o.



Razstavni prostor Q Techna d.o.o.



Razstavni prostor Analysis d.o.o.



Razstavni prostor Belloi & Romagnoli s.r.l.



Razstavni prostor Labena d.o.o.



Razstavni prostor F.lli Mazzon Spa



Razstavni prostor Bosello High Technology s.r.l.



Razstavni prostor Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH



Razstavni prostor Olma d.o.o.



Razstavni prostor Labsys d.o.o.



Razstavni prostor Topomatika d.o.o.



Razstavni prostor Chemets d.o.o.



Razstavni prostor Italtipresse Industrie s.r.l.



Razstavni prostor Primakem d.o.o.



Razstavni prostor Kooz d.o.o.



Razstavni prostor Sterr & Eder Industrieservice GmbH



Razstavni prostor Trokut test d.o.o.



Razstavni prostor Carl Zeiss d.o.o.



Razstavni prostor Intro d.o.o.



Razstavni prostor Labtim d.o.o.



Razstavni prostor Nuernbergmesse GmbH



Razstavni prostor AED Automation GmbH



Razstavni prostor Wollin GmbH



Razstavni prostor Omega Foundry Machinery Ltd



Razstavni prostor Inductotherm Europe Ltd.



Razstavni prostor IB-Caddy d.o.o.



Razstavni prostor IDEF d.o.o.



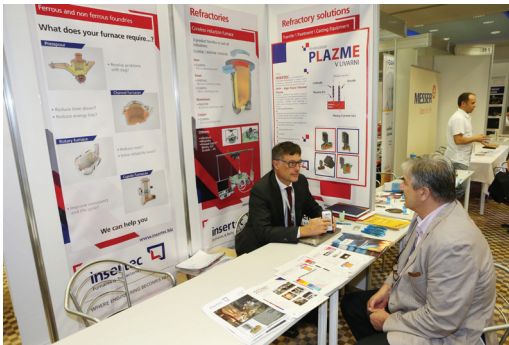
Razstavni prostor IRT3000



Razstavni prostor Garant-filter GmbH



Razstavni prostor KS Kneiss & Senn Technologie GmbH



Razstavni prostor Insertec Italia s.r.l.



Razstavni prostor Elkem AS



Razstavni prostor Stem d.o.o.



Razstavni prostor AVL list GmbH



Razstavni prostor SIJ Group - SILABS



Odhod iz hotela v Piran



Zbiranje na Tartinijevem trgu v Piranu



Prihod na Občino Piran



Podžupanja Meira Hot in predsednica društva mag. Mirjam Jan-Blažič

AKTUALNO / CURRENT

Slavnostna podelitev listine častnega člana Društva livarjev Slovenije prof. dr. ing. Reinhard-u Döpp-u

Izvršni odbor in Občni zbor Društva livarjev Slovenije sta na sejah dne 15.02.2017, na podlagi 25. člena Statuta Društva livarjev, soglasno sprejela naslednja dva sklepa:

1. Prof. dr. ing. Reinhard Döpp se imenuje za častnega člana Društva livarjev Slovenije na podlagi dolgoletnega zvestega in izjemno aktivnega sodelovanja na livarskih posvetovanjih v Portorožu.
2. Listino o imenovanju se prof. dr. ing. Reinhardu Döpp-u slovesno izroči na letošnjem livarskem posvetovanju v Portorožu



Iz leve, prof. A. Križman, prof. R. Doepp, mag. M. Jan-Blažič

Skladno z 2. sklepom Izvršnega odbora je bila prof. Döpp-u slavnostno vročena listina častnega člana Društva livarjev Slovenije po uradni otvoritvi 57. Mednarodnega livarskega posvetovanja, s strani predsednice Društva, mag. Mirjam Jan-Blažič in predsednika programskega odbora livarskega posvetovanja v Portorožu, zasl. prof. dr. Alojza Križmana. Pred podelitvijo je predsednica Društva livarjev Slovenije navzočim na kratko predstavila življenjepis prof. Döpp-a in izrekla zahvalo za opravljeno strokovno delo in velik znanstveni prispevek, ki ga je prof. Döpp več desetletij prinašali in delil med udeležence livarskih posvetovanj v Portorožu.

Prof. Doepp je rojen leta 1933 leta. Po študiju livarstva je pričel z delom kot znanstveni sodelavec pri prof. Wilhelm Pattersonu na livarskem inštitutu RWTH v Aachnu. Od leta 1964 do 1983 je bil vodja livarne in solastnik družinskega podjetja, ki ga je leta 1881 ustanovil njegov stari oče. Gre za še danes živeče podjetje Friedrich Ischenbeck GmbH - livarno sive in temprane litine v Ennepetalu. Od leta 1983 do imenovanja za častnega profesorja v letu 2002 je delal v Clasthalu na Inštitutu za železarstvo in livarstvo kot profesor za metalurške osnove livarstva in je pri tem bil predavatelj in tudi raziskovalec. Aktivno se je ukvarjal s različnimi področji livarstva: od kokilnega litja, raziskav grafitizacijskega obnašanja temprane litine, mehanskih lastnosti sive litine in norm, mehanizacije livarskih naprav, kakovostjo in optimiranjem materialov s pomočjo termične analize, vakuumskim litjem in litjem v izparljivi polni model kot tudi s postopki z vodnim steklom v proizvodnji jeder in modelov. Od leta 1992-2002 je vodil mednarodno komisijo CIATF, 1.6 Alkalno silikatna veziva.

Njegov velik osebni angažma in neutrudno prizadevanje za izpolnitev skupnih nalog so mu prinesla vrsto priznanj. Njegovo vedenje in obsežno znanje je dostopno danes v strokovni javnosti v številnih objavah in predavanjih doma in na tujem.

Slovenskim livarjem je prof. Doepp dobro znan že vrsto let kot zvest in izjemno aktiven udeleženec livarskega posvetovanja v Portorožu, kot predavatelj in diskutant pri skoraj vseh predavanjih v programu.



Sv. Barbara v bronu

AKTUALNO / CURRENT**Koledar livarskih prireditvev 2017/2018**

Datum prireditve	Ime prireditve	Lokacija prireditve
25.- 27.10. 2017	Fuehrungstraining fuer Meister	Dunaj, Avstrija
06.- 07.11. 2017	Qualitaetssicherungsfachkraft f. Giesereien	Duesseldorf, Nemčija
08.- 09.11. 2017	FMEA fuer Giessereiprodukte u. giessereispezifische Prozesse	Duesseldorf, Nemčija
09.11. 2017	Giessfehler in LM-Guss u. deren Ursache	Hoehr-Grenzhausen, Nemčija
27.11. 2017	Eigenschaften u. Schmelztechnik der Al-Gusslegierungen	Duesseldorf, Nemčija
29.- 30.11. 2017	Mettalurgisch bedongte Gussfeher in Eisengusswerkstoffen	Duesseldorf, Nemčija
06.- 08.12. 2017	Grundlagen d. Giessereitechnik	Duisburg, Nemčija
16.-18. 01. 2018	EUROGUSS	Nuernberg, Nemčija
07.- 08.03. 2018	Aachener Giessereikolloquium	Aachen, Nemčija
26.- 27.04. 2018	Grosse Giessereitechnische Tagung (Osterreich, Schweiz, Deutschland)	Salzburg, Avstrija
23.- 25.05. 2018	17 th International Foundrymen Conference	Opatija, Hrvaška
12.- 14.09. 2018	58. mednarodno livarsko posvetovanje	Portorož, Slovenija
23.- 27.09. 2018	73 rd World Foundry Congress »Creative Foundry«	Krakow, Poljska



**DRUŠTVO LIVARJEV SLOVENIJE
SLOVENIAN FOUNDRYMEN SOCIETY**

vas vljudno vabi na / invites you to

58. MEDNARODNO LIVARSKO POSVETOVANJE

58th INTERNATIONAL FOUNDRY CONFERENCE

PORTOROŽ 2018

s spremljajočo razstavo / with accompanying exhibition

12.-14. september 2018

**Informacije/Contact: Društvo livarjev Slovenije,
Lepi pot 6, p.p. 424, 1001 Ljubljana**

T: 01 2522 488, F: 01 4269 934 drustvo.livarjev@siol.net, www.drustvo-livarjev.si