

SUSCEPTIBILITATEA FISURĂRII LA CALD A ALIAJELOR AISi7MgCu ȘI INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE (MAGNEZIU ȘI CUPRU)

HOT CRACKING SUSCEPTIBILITY OF AISi7MgCu-ALLOYS AND THE EFFECTS OF ALLOYING ELEMENTS (MAGNESIUM AND COPPER)

Thomas Pabel¹, Salar Bozorgi^{2,3}, Christian Kneissl¹, Katharina Faerber^{2,4}, Peter Schumacher^{1,2}

¹Austrian Foundry Research Institute, 8700 Leoben, Austria

²Chair of Casting Research, Metallurgy Department, University of Leoben, 8700 Leoben, Austria

³LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH, 5282 Ranshofen, Austria

⁴Pankl Racing Systems AG, 8600 Kapfenberg, Austria

(Traducere și adaptare: ing. Marinela Serachitopol)

Rezumat: În anumite condiții, fisurarea la cald în timpul solidificării aliajelor de aluminiu turnate poate constitui o problemă gravă. Acest aspect este bine cunoscut, dar încă insuficient studiat. Această lucrare prezintă o analiză a factorilor care influențează fisurarea la cald a piesei turnate. Au fost studiate cinci tipuri de aliaje de tip AISi7MgCu cu conținuturi variabile de Mg și Cu. În cadrul analizei teoretice s-a luat în considerare coeficientul susceptibilității de fisurare (CSC) al lui Clyne și Davies. Calculele termodinamice privind comportarea fracției solide în timpul solidificării s-au analizat comparativ cu un experiment care se bazează pe metoda indicelui de fisurare la cald (HCI). Pentru comparea microstructurii și a fazelor precipitate termodinamic s-a folosit microscopia electronică (SEM). De asemenea, tot cu ajutorul microscopiei electronice (SEM) s-au studiat fisurile de suprafață inițiate cu ajutorul unei probe turnate sub formă de os de câine. S-a observat o corelație bună între modelele teoretice și experimentale unde s-a folosit metoda indicelui de fisurare la cald.

Cuvinte cheie: susceptibilitatea de fisurare la cald, domeniul final de solidificare, coeficientul susceptibilității de fisurare, indicele de fisurare la cald

Abstract: Hot cracking during solidification can be a serious problem in aluminium casting alloys under certain conditions. This feature is well known but still insufficiently investigated in shape casting. This study gives a brief overview of the factors influencing hot cracking during shape casting. Five different AISi7MgCu-alloys with varying Mg and Cu contents were examined. Theoretical models including the cracking susceptibility coefficient (CSC) from Clyne and Davies have been considered. Thermodynamic calculations of the behaviour of the fraction solid during solidification have been compared to an experiment based hot cracking indexing (HCI) method. Scanning electron microscopy (SEM) was used to compare existing microstructure and precipitated thermodynamic phases. Furthermore, SEM was used to investigate crack surfaces initiated by a dog bone shaped mold during casting. A good correlation between theoretical models and the experimental hot cracking index method was observed.

Keywords: hot cracking susceptibility, terminal freezing range, cracking susceptibility coefficient, hot cracking index

Introducere

Aliajele AISi7MgCu au o largă utilizare, în special, la turnarea pieselor pentru industria de automobile. Din aceste aliaje se pot turna piese cu pereți subțiri și configurație complexă, cum ar fi, chiulasele. O problemă serioasă în piesa turnată pot fi fisurile la cald, care influențează în mod fundamental caracteristicile de calitate ale unei piesei. În general, susceptibilitatea de fisurare la cald a aliajelor AISi este mai mică decât cea a altor aliaje de aluminiu, precum AlZn, AlMg sau AlZnMg(Cu) [1-3]. Însă, diferite cantități de elemente de aliere pot influența susceptibilitatea de fisurare la cald a aliajelor AISi.

În aliajele cu granulație fină fisurile la cald apar când fluxul de alimentare cu cele două faze este insuficient și lichidul care curge printre grăunți nu poate compensa deformația produsă de o contracție [4]. Între grăunți se formează pojghițe solide care nu permit curgerea celor două faze. Micro alimentarea ulterioară între grăunți nu

Introduction

AISi7MgCu-alloys find wide application in many castings especially in the automotive industry. Complex thin walled components, such as cylinder heads, can be achieved. One serious problem in shape casting can be hot cracks which are fundamentally influencing the quality characteristics of a casting. In general the hot cracking susceptibility of AISi-alloys is lower than in other Al-alloys such as AlZn, AlMg, or AlZnMg(Cu) [1-3]. However, various amounts of alloying elements can affect the hot cracking susceptibility of AISi-alloys.

In grain refined alloys hot cracks occur when insufficiently feeding by two phase flow and liquid flow between grains cannot accommodate the deformation caused by a hindered shrinkage [4]. At the point of rigidity bridges are formed between grains which do not permit further two phase flow. Subsequent micro feeding between grains cannot compensate shrinkage,

poate compensa contracția, apar tensiuni, astfel încât în etapa finală de solidificare pot apare fisuri la cald [5-7]. Aceste fisuri rămân în piesă. Cu toate acestea, mecanismul exact de germinare a fisurării la cald este încă în discuție.

Aspecte teoretice

Factorii de influență. Cel mai important factor care influențează fisurarea la cald este compoziția chimică care, afectează domeniul de solidificare, dimensiunea grăuntelui, fracția de eutectic și segregarea pentru un proces de turnare dat.

Intervalul de solidificare. În general, pe măsură ce intervalul de solidificare crește și susceptibilitatea de fisurare la cald, de asemenea, crește. În funcție de condițiile de răcire, un interval lung de solidificare conduce la formarea de dendrite complexe care interacționează și formează poduri rigide la o cantitate relativ scăzută de fracție solidă. În consecință, alimentarea în ultimile stadii ale solidificării este în mare măsură împiedicată. Deoarece metalele pure și aliajele eutectice au un interval de solidificare mic sau chiar deloc, ele nu prezintă susceptibilitate de fisurare la cald [7-9]. Compoziția chimică este principalul factor care influențează intervalul de solidificare. Impuritățile și segregarea acestora care măresc intervalul de solidificare sunt dăunătoare [9]. În plus, intervalul final de solidificare, denumit și intervalul terminal de solidificare (terminal freezing range –TFR) are o importanță majoră. Un TFR mare este inacceptabil deoarece acesta cauzează un risc ridicat de formare a fisurilor la cald în ultimul stadiu de solidificare [9]. Dacă într-un sisten eutectic se formează o cantitate mare de dendrite deasupra liniei solidus (de ex. la temperatură ridicată), aliajul posedă o rezistență ridicată în timpul etapei finale de solidificare a lichidului rămas, care rezistă tensiunilor de contracție. Pentru aliajele cu o compoziție aproape de eutectic o cantitate mare de lichid solidifică izoterm la temperatura eutectică (de ex. la temperatură scăzută), iar tensiunile de contracție sunt mici [9]. Djurdjewic și alții [10] sugerează ca TFR să se definească în intervale de temperatură cu fracție solidă de masă de 88-98%, 85-95% sau altele. În acest studiu s-a considerat că fracția solidă pentru TFR este 95-99.5%. Ultimul procentaj se neglijează din cauza susceptibilității la erori [10].

Dimensiunea grăuntelui. O granulație fină determină o alimentare mai bună și o distribuție uniformă a fazelor eutectice. Când eutecticul este prezent la limita de grăunte, acesta are un efect maxim privind permiterea deplasării libere a grăunților pentru a prelua contracția piesei, prin fluxul celor două faze [11]. Bishop [12] și Lees [13] au examinat efectul grăunților asupra fisurării la cald. Ei au sugerat că o granulație grosolană conduce la obținerea unei concentrații locale ridicate de deformării termice la limita de grăunte și, prin urmare, la fisurare la cald. În contrast, o granulație fină conduce la diminuarea concentrației de deformare la limita de grăunte și, deci, la scăderea tendinței de fisurare la cald [12,13]. Totuși, deformarea unei structuri granulare ar trebui să fie considerată o mișcare într-o rețea de

stresses and strains occur, so that hot cracks can be generated in the final stage of solidification [5-7]. These cracks remain in the solidified casting. However, the exact mechanism nucleating a hot crack is still under discussion.

Theoretical Background

Influencing Factors. The most important factor on hot cracking is the chemical composition affecting freezing range, grain size, fraction of eutectic and segregation for a given casting process.

Freezing Range. In general as the freezing range increases the hot cracking susceptibility also increases. Depending on cooling conditions, a long freezing range leads to the formation of complex dendrites which interlock at relatively low fraction solid to form rigid bridges. Subsequently, feeding at the late stages of solidification is greatly hindered. Because pure metals and eutectic alloys have little to no freezing range, they show no hot cracking susceptibility [7-9]. The chemical composition is the main influencing factor on the freezing range. Impurities and their segregations which increase the freezing range are deleterious [9]. Furthermore, the final freezing range, the so-called terminal freezing range (TFR), is of major importance. A large TFR is objectionable; it causes a higher risk of hot cracks in the last stage of solidification [9]. If in an eutectic system a large amount of dendrites is formed already well above the solidus (i.e. at high temperature), the alloy possesses a high strength during final solidification of the remaining liquid, resisting contractional stresses. For alloys close to eutectic composition, large amounts of liquid freeze isothermally at the eutectic temperature (i.e. at low temperature) and shrinkage stresses are kept small [9]. It has been suggested by Djurdjewic et al. [10] to define TFR in temperature intervals of mass fraction solid 88-98%, 85-95% or others. In this study the solid fraction for TFR is defined as 95-99.5%. The very last percentage is neglected because of susceptibility to errors [10].

Grain Size. A fine grain size causes better feeding and uniform distribution of eutectic phases. When eutectic is present at grain boundaries, it has the maximum effect on permitting free movement of grains to accommodate contraction of the casting by two phase flow [11]. Bishop [12] and Lees [13] considered the effect of grains on hot tearing. They suggested that coarse grains result locally in a high thermal concentration of strain per grain boundary and, therefore, to hot cracking. In contrast a fine grain size results in a decrease in strain concentration accompanied by a decrease in hot cracking tendency [12,13]. However, the deformation of a granular structure should be considered as a movement within a network of grains and not of individual grains. The most common way to obtain fine grains is the addition of grain refiner or to increase the cooling rate. In this study the grain size was kept constant for die cast samples (~ 250 μm) and

grăunți și nu de grăunți individuali. Cel mai obișnuit mod de a obține o granulație fină este adaosul de aliaje de rafinare sau prin creșterea vitezei de răcire. În acest studiu granulația s-a menținut constantă pentru probele turnate în cochilă (~ 250 μm) și în amestec (~ 350 μm).

Fracția de fază eutectică. O proporție ridicată a fazei eutectice în microstructură și o fază eutectică cu un grad suficient de umectabilitate conduce la o scădere a susceptibilității de fisurare la cald. Eutecticul înconjoară în întregime grăunții cristalini primari. În plus, un film de eutectic suficient între grăunți ușurează deplasarea întregului sistem de grăunți. În cazul în care contracția și tensiunile apar, dezvoltarea fisurilor este contracarată de este de realimentare [7,8]. Este important de reținut că aliajele care conțin Si acesta prezintă o dilatare volumetrică în timpul solidificării ajutând astfel micro alimentarea. Cantitățile mici de impurități care există în topitură pot forma eutectice cu puncte de topire scăzute. În cazul în care se tensiunea se mărește tendința la fisurare la cald crește dramatic [12]. Motivul pentru aceasta este legătura slabă dintre dendrite. Când apar tensiuni de tracțiune aceste legături slabe se degradează, și între grăunți se poate forma o fisură la cald [14,15].

Modelele teoretice. Există diferite modele teoretice pentru calcularea tendințelor de fisurare la cald. Cel mai frecvent utilizat este modelul coeficientului susceptibilității de fisurare CSC) al lui Clyne și Davies pentru piesa turnată [16]. Totuși, acest model ia în considerare numai proprietățile materialului pe baza ipotezei lui Gulliver-Scheil și nu condițiile procesului de turnare. Mai sunt și alte modele, de ex. ale lui Katgerman [17], Feurer [18] sau Rappaz și alții [19]. Cu toate acestea, modelele menționate nu sunt întodeauna aplicabile diferitelor procese de turnare, precum, turnarea continuă, turnarea directă, turnarea în cochilă, sau sudare. Modelul CSC corelează relația susceptibilitate – compoziție chimică, luând în considerare timpul în care pot avea loc procesele legate de producerea fisurii și structura este cel mai vulnerabilă la fisurare (intervalul critic de timp în timpul solidificării). Coeficientul CSC este definit ca fiind raportul t_v/t_R ; unde t_v este perioada vulnerabilă de timp și se calculează ca fiind diferența dintre fracția de masă de lichid de 10% și fracția de masă de lichid de 1%; t_R este timpul disponibil pentru procesul de eliberare a tensiunii și se calculează ca fiind diferența dintre fracția de masă de lichid de 60% și fracția de masă de lichid de 10%. Pentru comparare tehnicilor teoretice și practice s-a realizat un studiu cuprinzător privind susceptibilitatea de fisurare la cald. Prin urmare, CSC a fost analizat semi – empiric, iar HCI a fost analizat experimental. În lucrarea de față au fost investigate cinci tipuri diferite de aliaje AlSi7MgCu cu conținuturi variabile de Mg și Cu.

Experimentări

Au fost studiate cinci aliaje diferite de AlSi7MgCu cu conținuturi variabile de Mg și Cu: AlSi7Mg0.1Cu0.05, AlSi7Mg0.1Cu0.5, AlSi7Mg0.3Cu0.05, AlSi7Mg0.6Cu0.05 și AlSi7Mg0.6Cu0.5 cu ajutorul

sand cast samples (~ 350 μm).

Fraction of Eutectic Phase. A high fraction of eutectic phase in the microstructure and an eutectic phase with sufficient wettability results in a decreasing susceptibility for hot cracking. The eutectic surrounds the entire primary crystalline grains. Furthermore, a sufficient eutectic film between grains eases the movement of the granular system. If contraction and stresses occur, developing cracks are healed by backfilling [7,8]. It is important to note for Si-containing alloys that Si exhibits a volumetric expansion during solidification and thus helps micro feeding. Small amounts of impurities which exist in the melt can form low melting eutectics. If more strain is imposed the tendency towards hot cracking increases markedly [12]. The reason for this is the weak bridging between dendrites. When tensile stresses occur weak bridges degrade, a hot crack may form between the grains [14,15].

Theoretical Models. There are various theoretical models for the calculation of the hot cracking tendencies. The most commonly used is the cracking susceptibility coefficient (CSC) model from Clyne and Davies for shape casting. [16]. However, the model describes only the material properties based on Gulliver-Scheil assumption and not the casting process condition. Other models are e.g. from Katgerman [17], Feurer [18] or Rappaz et al. [19]. However, all the mentioned models are not always applicable to different casting processes such as continuous, direct, chill, shape casting or welding. The CSC model correlates the susceptibility-composition relationship based on the consideration of the time during which processes related to crack production may take place and the structure is most vulnerable to cracking (critical time interval during solidification). The CSC is defined as $= t_v / t_R$; t_v is the vulnerable time period and is calculated as the time difference between mass fraction of liquid 10% and mass fraction of liquid 1%. t_R is the time available for stress relief processes and is calculated as the time difference between mass fraction of liquid 60% and mass fraction of liquid 10%.

A comprehensive study on the hot cracking susceptibility was performed to compare theoretical and practical techniques. Therefore CSC was examined semi-empirical and HCI was examined experimental. In this present work five different AlSi7MgCu-alloys with varying Mg and Cu content were investigated.

Experimental

Five different AlSi7MgCu-alloys with varying Mg and Cu-content, AlSi7Mg0.1Cu0.05, AlSi7Mg0.1Cu0.5, AlSi7Mg0.3Cu0.05, AlSi7Mg0.6Cu0.05, and AlSi7Mg0.6Cu0.5, were examined by using subsequently mentioned methods. The experimental tests were performed in sand and in die casting to evaluate the effect of the casting process.

TFR. The TFR was calculated by the software

metodelor menționate mai jos. Probele experimentale au fost turnate în forme din amestec și cochilă pentru a analiza influența procesului de turnare.

TFR. TFR s-a calculat cu ajutorul programului ThermoCalc Classic (TCC) (Stockholm, Suedia), iar baza de date utilizată a fost TTA15. Pentru simularea procesului de solidificare și a calculului fracției fazelor la diferite temperaturi în condiții metastabile s-a utilizat modelul Gulliver-Scheil. Pentru prognoza fazelor precipitate în structura în stare brut turnată la temperatura camerei s-a ales starea de echilibru.

CSC. CSC s-a calculat semi-empiric folosind TCC pentru evaluarea temperaturilor și a fracțiilor de masă în combinație cu analiza termică într-o formă permanentă (temperatura cochilei: 250°C) și într-o formă din amestec pentru evaluarea timpilor corespunzători pentru t_V and t_R . Termocuplul utilizat pentru analiza termică a fost de tip K- element.

HCI. Pentru examinarea experimentală a lui HCI s-au realizat probe turnate în cochilă și în amestec de formare. Formele au fost identice ca formă, dar au avut rețele de turnare diferite. În figura 1 se prezintă formele sub formă de "os de câine" din amestec de formare. HCI este definit ca fiind $= \sum(NOC*WF)/NOF$; unde: NOC - numărul de fisuri, WF - factorul de greutate, în funcție de nivelul fisurilor la cald observate (vezi figura 2) și NOF - numărul de piese [11, 20,21]

HCI poate fi interpretat astfel [22]:

- < 0.5 fără susceptibilitate de fisurare la cald;
- 0,5 – 1.25 susceptibilitate mică de fisurare;
- 1.25 – 2.25 susceptibilitate moderată de fisurare;
- 2.25 – 3.5 susceptibilitate ridicată de fisurare la cald
- > 3.5 susceptibilitate de fisurare la cald foarte ridicată.

Analiza microscopică. Examinarea SEM s-a realizat la 20 kV în BSD pentru a compara microstructura în stare brută de turnare cu rezultatele obținute la TCC și pentru a investiga suprafețele de rupere.

ThermoCalc Classic (TCC) (Stockholm, Sweden), the database used was TTA15. For simulation of the solidification process existing phases and their fraction at the different temperatures were calculated for non equilibrium using Gulliver-Scheil. For the forecast of precipitated phases in the as-cast microstructure at room temperature equilibrium conditions were chosen.

CSC. CSC was calculated semi-empirically using TCC for the evaluation of temperatures and mass fractions combined with practical thermal analysis in a permanent die mold (die temperature 250°C) and a sand mold for evaluation of associated times for t_V and t_R . The thermocouple used for thermal analysis was a type K-element.

HCI. For HCI examination experimental casts in dog bone shaped die mold (die temperature 250°C) and sand mold were performed. The molds were identical in shape apart from the gating system. Fig. 1 shows the dog bone shaped sand casting. HCI is defined as $= \sum(NOC*WF)/NOF$; NOC is the number of cracks, WF is the weighting factor, depending on the observed level of hot cracking (see Fig. 2) and NOF is the number of castings [11,20,21].

The HCI can be defined as follows [22]:

- < 0.5 no hot cracking susceptibility
- 0,5 – 1.25 small cracking susceptibility
- 1.25 – 2.25 moderate cracking susceptibility
- 2.25 – 3.5 high hot cracking susceptibility
- > 3.5 very high hot cracking susceptibility

Microscopy. SEM examination was performed at 20 kV in BSD-mode to compare the as-cast microstructure with results from TCC and to investigate fracture surfaces.

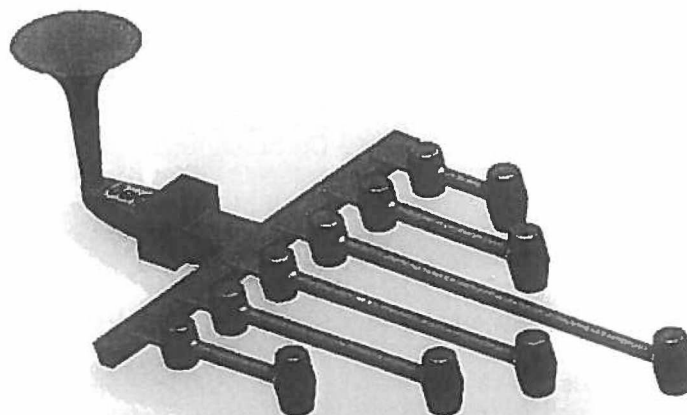
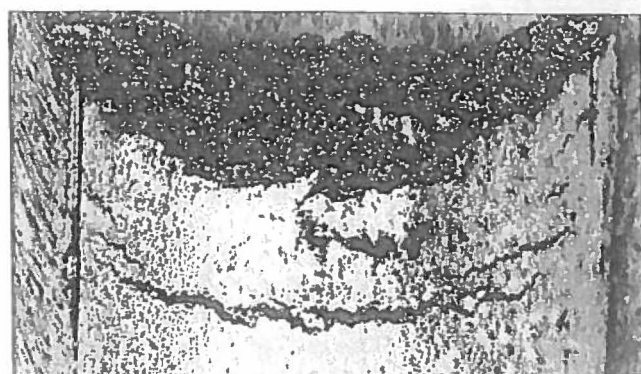


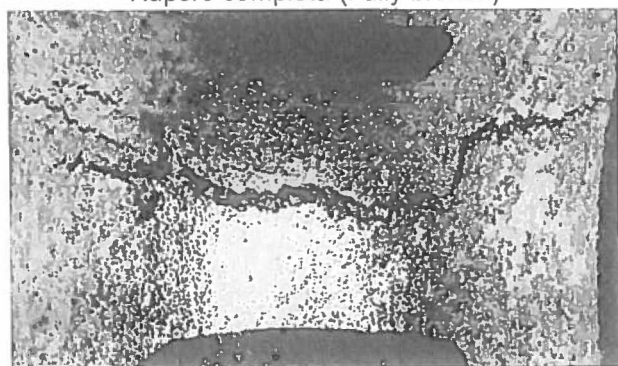
Figure 1. 3D-picture of dog bone shaped sand casting for HCI evaluation
 Figura 1. Aspectul probelor sub formă de os de câine în 3D pentru evaluarea HCI



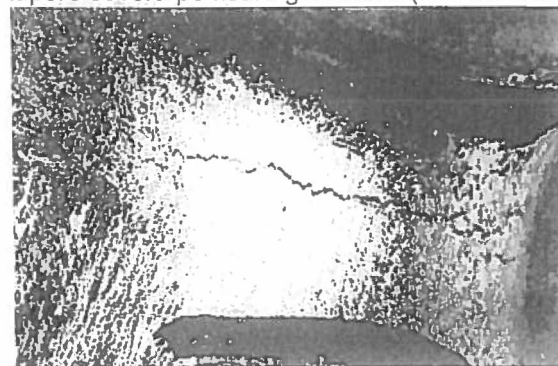
WF = 1
Rupere completă (Fully broken)



WF = 0,75
Rupere severă pe fisură grosolană (Severe crack)



WF = 0,50
Rupere pe fisură moderată (Modest crack)



WF = 0,50
Fisură fină tip fir de păr (vizibilă numai la mărirea mare)
(Hair crack) (visible only under magnification)

Figure 2. WF for various hot cracking levels [21,22].
Figura 2. WF pentru diferite mărimi ale fisurilor la cald [21,22].

Rezultate

Microstructura în stare brută de turnare.

Fazele existente în structura brut turnată a diferitelor aliaje s-a calculat cu TCC (în condiții de echilibru) și sunt prezentate în figura 3.

Examinarea structurii cu SEM a confirmat rezultatele teoretice prognozate. Aliajul $AlSi7Mg0.6Cu0.5$ este dat ca exemplu în figura 4 pentru comparație cu fazele prognozate cu TCC și fazele determinate cu ajutorul SEM. Din punctul de vedere calitativ, se pare că în urma analizei cu 50 EDX, în forma din amestec de formare se găsește o fracție mai mare de fază Mg_2Si .

Fisurile superficiale

Fisurile superficiale inițiate în timpul turnării probelor HCl sub formă de os de câine în cochilă au fost analizate cu ajutorul SEM. Probele cu un nivel scăzut de fisurare la cald, adică probele care nu au fost complet traversate de o fisură, au fost deschise în mod mecanic pentru a observa suprafața fisurii. În figura 5 se prezintă trei structuri SEM cu diferite nivele de fisurare la cald. Rezultatele SEM indică faptul că în zonele din vecinătatea fisurilor nu există fază eutectică sau este insuficientă. Mai mult, investigarea detaliată SEM a suprafețelor nu a evidențiat prezența bifilmelor ca acestea să poată acționa ca zone de inițiere a fisurii în lichidul interdendritic.

Results

As-Cast Microstructure.

Existing phases in the as-cast microstructure of various alloys were calculated by TCC (equilibrium conditions) and are shown in Fig. 3.

Microstructure examination with SEM confirmed the theoretical predicted results. Alloy $AlSi7Mg0.6Cu0.5$ is given as an example in Fig. 4 to compare forecast phases by TCC and detected phases by SEM. Qualitatively, it is apparent from 50 EDX point analysis that in the sand mold a higher fraction of Mg_2Si can be found.

Crack Surfaces.

Crack surfaces initiated during casting of the HCl samples in the dog bone shaped die were investigated by SEM. Samples with a small hot cracking level, i.e. samples not completely separated by a crack, were mechanically opened to subsequently observe the crack surface.

Fig. 5 shows three SEM pictures of various hot cracking levels. SEM results indicate that at areas next to hot cracks no or insufficient eutectic phase exists. Furthermore, detailed SEM investigation of the fracture surfaces revealed no presence of bifilms as these may act as crack initiation sites within interdendritic liquid.

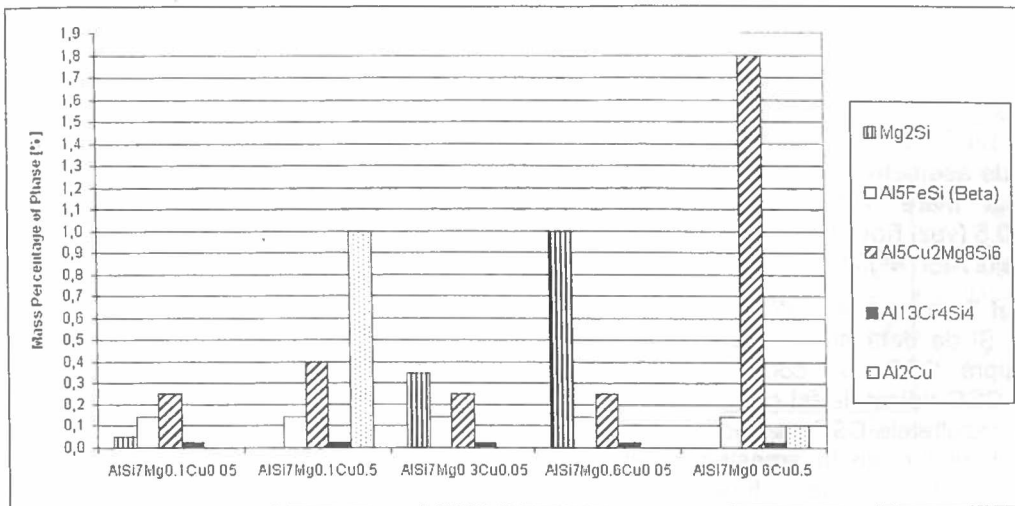


Figure 3. As-cast phases at room temperature, calculated by TCC in equilibrium.

Figura 3. Fazele în stare brută de turnare calculate cu TCC, în condiții de echilibru.

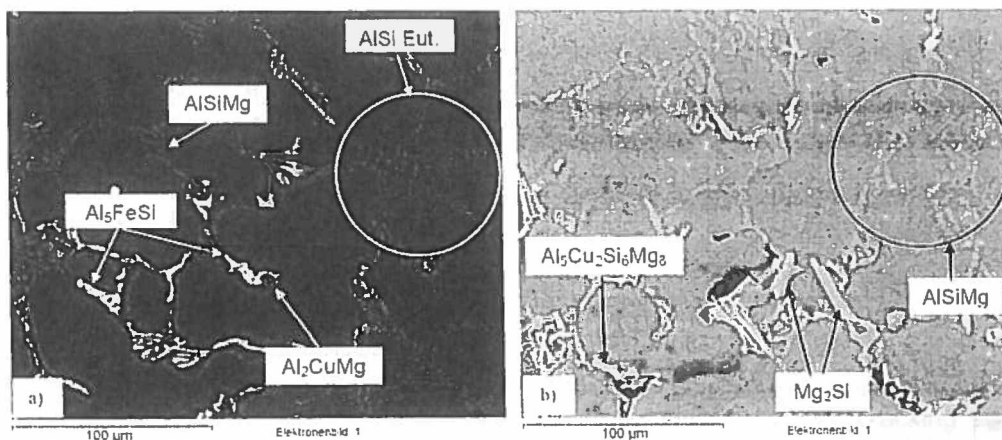


Figure 4. SEM, BSD, AISi7Mg0.6Cu0.5, as-cast phases, (a) die mold, (b) sand mold.

Figura 4. Fazele obținute în aliajul AISi7Mg0.6Cu0.5, în stare brută de turnare determinate cu SEM și BSD: (a) cochilă, (b) amestec de formare

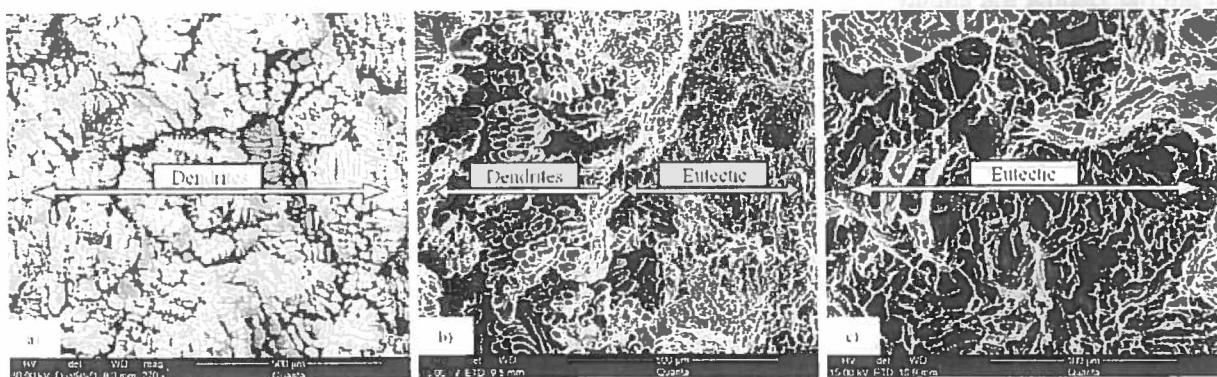


Figure 5. SEM, fracture surfaces, (a) dendrites in fully broken sample, WF=1, (b) dendrites and eutectic phase in sample with modest crack, WF=0.5 - mechanically opened, (c) eutectic in sample with hair crack, WF=0.25 - mechanically opened.

Figura 5. Suprafețe de rupere SEM, (a) dendrite în probele rupte complet, WF = 1, (b) dendrite și faze eutectice în proba cu fisurare modestă, WF = 0,5 – rupte mecanic, (c) eutectic în proba cu fisură fir de păr, WF = 0,25 – ruptă mecanic

TFR. În tabelul 1 se prezintă domeniul terminal de solidificare, TFR al tuturor aliajelor. Este evident că conținutul de Cu are o influență dominantă asupra TFR, peste cea a conținutului de Mg. Un conținut ridicat de Cu conduce la un TFR mare, iar un conținut scăzut de Mg conduce, de asemenea la un TFR mare. Din acest motiv, cel mai mare TFR s-a obținut în aliajul AISi7Mg0.1Cu0.5 (vezi figura 6), iar cel mai mic TFR s-a obținut în aliajul AISi7Mg0.6Cu0.05 (vezi figura 7).

CSC. În tabelul 2 se prezintă valorile CSC a celor trei aliaje studiate. Și de data aceasta Cu are o influență dominantă asupra CSC. Un conținut ridicat de Cu conduce la un CSC ridicat, la fel ca un conținut scăzut de Mg. În plus, rezultatele CSC arată că CSC este mult mai mic în probele turnate în amestec decât în cele turnate în cochilă. Motivul este o durată mai mare de solidificare în probele turnate în amestec și deci o cantitate mai mare de eutectic prezent care poate induce contracararea procesului de fisurare.

Table 1. TFR of evaluated alloys, calculated with TCC.

Tabelul 1. TFR pentru aliajele analizate, calculate cu TCC

Alloy	TFR [°C]
AISi7Mg0.1Cu0.5	46.0
AISi7Mg0.6Cu0.5	27.0
AISi7Mg0.1Cu0.05	17.0
AISi7Mg0.3Cu0.05	9.5
AISi7Mg0.6Cu0.05	4.0

TFR. Table 1 shows the TFR of all alloys. It is evident that the Cu-content has the dominating influence on TFR over that of Mg-content. Firstly, a high Cu-content results in a large TFR. Secondly, a low Mg-content results also in large TFR. Hence, the largest TFR is obtained in the alloy AISi7Mg0.1Cu0.5 (see Fig. 6), the smallest TFR is obtained in the alloy AISi7Mg0.6Cu0.05 (see Fig. 7).

CSC. Table 2 shows the CSC of three evaluated alloys. Again Cu has the dominant influence on the CSC. A high Cu-content results in a high CSC, a low Mg-content results also in a high CSC. Furthermore, the CSC results show that the CSC is much lower in sand casting than in die casting. The reason for this is a longer solidification time in sand casting and the larger amount of eutectic present which may induce a healing process for cracks.

Table 2. CSC of evaluated alloys.

Tabelul 2. CSC pentru aliajele analizate

Alloy	CSC [-]	
	Die Mold	Sand Mold
AISi7Mg0.1Cu0,5	7.3	0.69
AISi7Mg0.6Cu0,5	4.5	0.36
AISi7Mg0.1Cu0.05	3.7	0.33

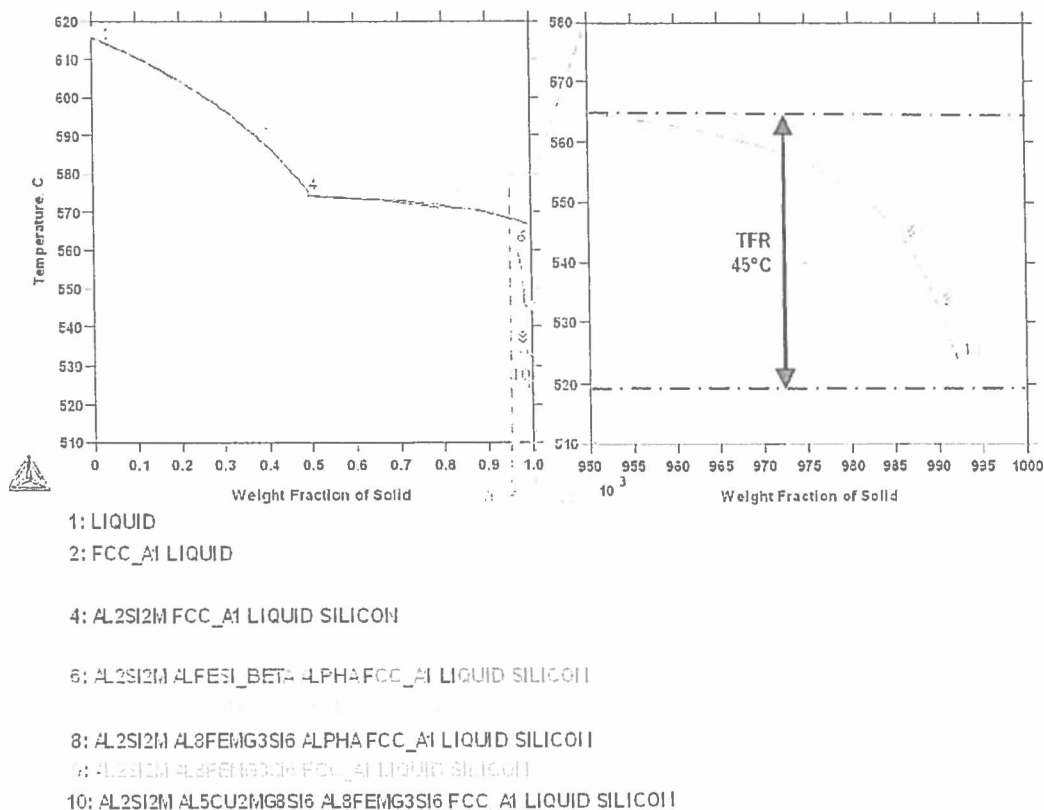


Figure 6. TCC, calculation of TFR (45°C), AISi7Mg0.1Cu0.5.
 Figura 6. TCC, calculul TRF (45°C), AISi7Mg0.1Cu0.5.

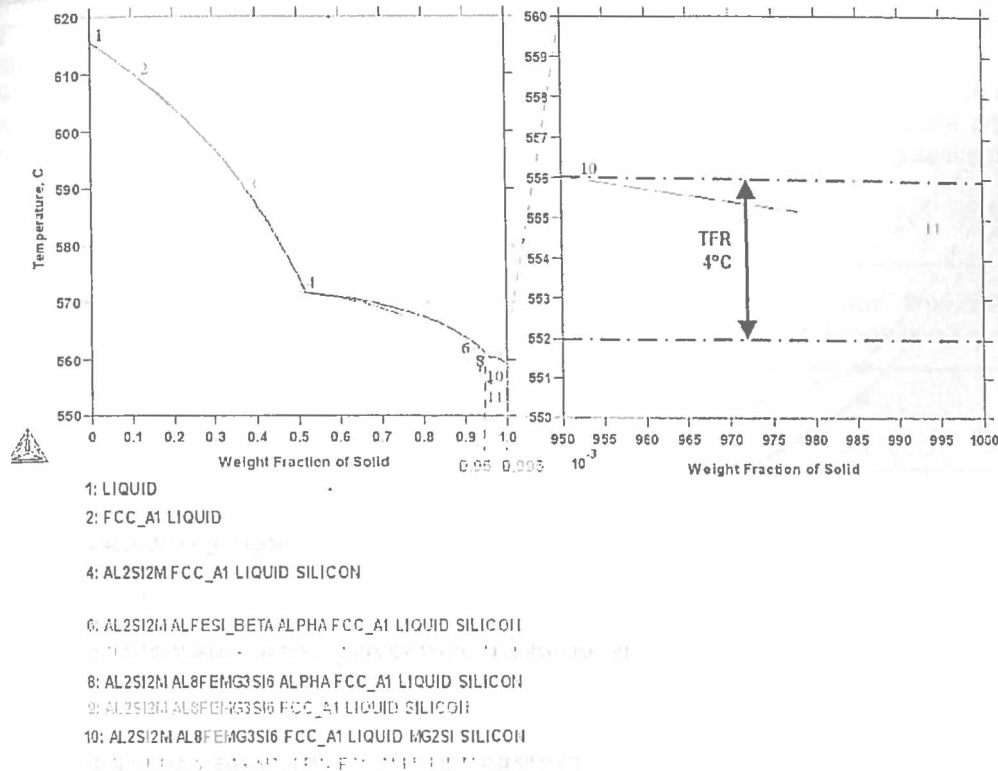


Figure 7. TCC, calculation of TFR (4°C), AlSi7Mg0.6Cu0.05.
 Figura 7. TCC, calculul TFR (4°C), AlSi7Mg0.6Cu0.05.

HCI. Tabelul 3 prezintă HCI și susceptibilitatea de fisurare la cald rezultată. Pentru fiecare aliaj s-au analizat cinci probe de fisurare la cald (NOF = 5). Și de data acesta se constată că Cu are un efect dominant asupra HCI. Un conținut ridicat de Cu conduce la un HCI ridicat, iar un conținut scăzut de Mg conduce de asemenea, la un HCI ridicat. În plus, toți CSC pentru aliajele turnate în amestec sunt neglijabile.

Rezumatul rezultatelor. În figura 8 se prezintă un rezumat al rezultatelor modelelor teoretice și a metodelor experimentale de determinare a indicelui de fisurare la cald pentru diferite aliaje AlSi7MgCu. Pe axa Y –partea stângă sunt prezentate grafic valorile TFR. Pe axa Y – dreapta sunt reprezentate grafic valorile CSC și HCI, valorile HCI sunt multiplicare cu 10, astfel că a fost posibilă prezentarea ambelor măsurători pe o singură axă.

HCI. Table 3 shows the HCI and subsequent resulting hot cracking susceptibility. For every alloy five hot cracking samples were investigated (NOF=5). Again Cu has a dominant effect on HCI. A high Cu-content results in a high HCI, a low Mg-content results also in a high HCI. Furthermore, all hot cracking susceptibilities for alloys in sand casting are negligible.

Summary of Results. Figure 8 shows in a summary of results the theoretical models and the experimental hot cracking index method for different AlSi7MgCu-alloys. On the left y-axis TFR values are plotted. On the right y-axis CSC and HCI values are plotted, the HCI values are multiplied by 10 so that it was possible to show both measurement values on one axis

Table 3. HCI and hot cracking susceptibility of evaluated alloys
 Tabelul 3. HCI și susceptibilitatea de fisurare la cald a aliajelor analizate

Alloy (Aliaj)	HCI [-] Die Mold (Cochilă)	Hot Cracking Susceptibility Susceptibilitatea de fisurare la cald	HCI [-] Sand Mold (Amestec de formare)	Hot Cracking Susceptibility Susceptibilitatea de fisurare la cald
AlSi7Mg0.1Cu0.5	0.8	small susceptibility	0.01	no susceptibility
AlSi7Mg0.6Cu0.5	0.6	small susceptibility	0.01	no susceptibility
AlSi7Mg0.1Cu0.05	0.3	no susceptibility	0.01	no susceptibility
AlSi7Mg0.3Cu0.05	0.22	no susceptibility	-	no susceptibility
AlSi7Mg0.6Cu0.05	0.01	no susceptibility	-	no susceptibility

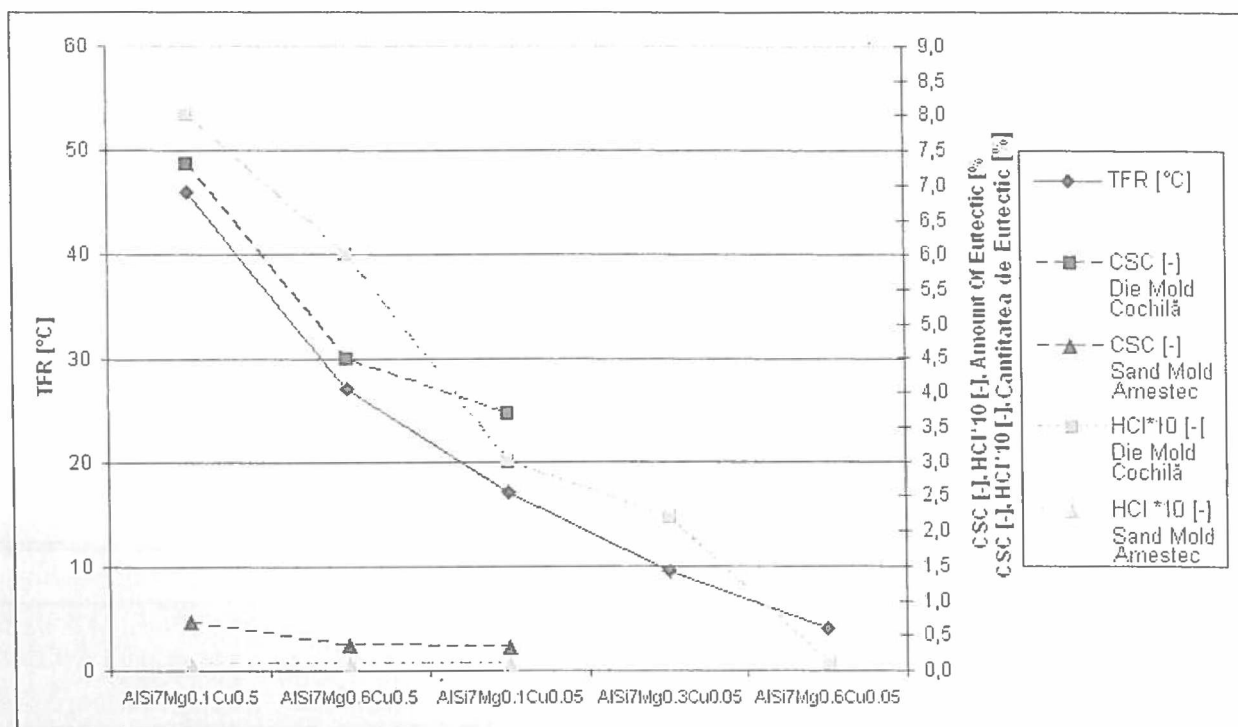


Figure 8. Trend lines of TFR, CSC and HCl for different AISi7MgCu-alloys for theoretical and experimental methods for measuring hot cracking susceptibility.

Figure 8. Direcțiile de tendință ale TFR, CSC și HCl pentru diferite aliaje AISi7MgCu pentru metodele teoretice și experimentale de măsurare a susceptibilității de fisurare la cald

Discuții

În cadrul lucrării s-a făcut o scurtă prezentare a factorilor care influențează fisurarea la cald. Au fost studiate cinci aliaje diferite de AISi7MgCu cu conținuturi variabile de Mg și Cu, prin trei metode diferite: teoretică TFR (condiție Gulliver-Scheil), modelul semi-empiric CSC (condiție Gulliver-Scheil) și examinare experimentală HCl. Spre deosebire de recenzia despre turnarea DC a lui Eskin și alții [4] toate cele trei examinări efectuate indică aceeași tendință (vezi figura 8). Conținutul de Cu are o influență dominantă asupra susceptibilității de fisurare la cald în aliajele AISi7MgCu. Un conținut ridicat de Cu conduce la o susceptibilitate de fisurare la cald mare. (TFR mare, HCl ridicat și CSC ridicat), iar un conținut ridicat de Mg conduce la o susceptibilitate la cald mică (TFR mic, HCl scăzut și CSC scăzut). În plus, fazele prognozate teoretic s-au găsit, de asemenea, în urma investigațiilor SEM. La concentrații mari de Cu, fazele de Cu segregă sub formă de Al_2CuMg , $Al_5Cu_2Si_6Mg_8$ și Al_2Cu în timpul solidificării; acest lucru are un efect negativ și sărăcește aliajul de eutecticul disponibil pentru micro alimentare. În ciuda faptului că dimensiunea grăuntelui la turnarea în amestec de formare este mai mare, în general, se observă o susceptibilitate de fisurare la cald mai scăzută. Cantitatea de faze cu conținut de Mg precipitate în eutecticul aliajelor în stare brută de turnare este mai mare în piesele turnate în amestec de formare decât în cele turnate în cochilă. Mai mult, fazele moi din amestec de formare pot prelua deformațiile de contracție. În cazul aliajelor AISi7MgCu cu dimensiune similară de grăunte s-a observat o

Discussion

A brief overview of influencing factors on hot cracking was given. Five different AISi7MgCu-alloys with varying Mg and Cu content were evaluated with three methods: theoretical TFR (Gulliver-Scheil condition), semi-empirical CSC model (Gulliver-Scheil condition) and experimental HCl examination.

In contrast to the review for DC casting by Eskin et. al [4] all three performed examinations indicate the same trend (see also Fig.8): The Cu-content has a dominating influence on hot cracking susceptibility in AISi7MgCu-alloys. A high Cu-content results in a large hot cracking susceptibility (large TFR, high HCl and high CSC), a high Mg-content results in small hot cracking susceptibility (small TFR, low HCl and low CSC). Furthermore, theoretical predicted phases were also found in SEM investigations. At higher Cu-concentrations Cu-phases segregate in form of Al_2CuMg , $Al_5Cu_2Si_6Mg_8$ and Al_2Cu during solidification; this has a negative effect and depletes the alloy of eutectic available for micro feeding. Despite the fact that the grain size in sand casting is larger, in general a lower hot cracking susceptibility is observed in sand casting. The amount of precipitated Mg-containing phases in the eutectic in as-cast alloys is higher in sand casting than in die casting. Moreover, the soft sand mold can accommodate shrinkage strains. For AISi7MgCu-alloys of similar grain size a good correlation between theoretical models and the experimental hot cracking index method was observed as a material property.

Especially for the development of new casting alloys a

corelare bună între modelele teoretice și metoda experimentală a indicelui de fisurare la cald ca o proprietate de material. În concluzie, pentru dezvoltarea de aliaje noi de turnare un instrument teoretic pentru a prognoza susceptibilitatea de fisurare la cald este de un interes major.

Evaluarea experimentală a tendinței de fisurare la cald este complicată. Calculele cu ajutorul programului TCC o metodă adecvată de prognoză calitativă a susceptibilității de fisurare la cald.

Mulțumiri

O parte a acestei lucrări a fost finanțată de Agenția de promovarea a cercetării FFG

theoretical tool to forecast the hot cracking susceptibility is of major interest.

Experimental evaluation of hot cracking tendency is intricate. TCC calculations are an adequate method of predicting the hot cracking susceptibility qualitatively.

Acknowledgement

Part of this work was financially supported by the Austrian Research Promotion Agency FFG

References

- [1] F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto, S. Johgan, "Combined Effect of Current Pulsation and Zr Addition on Improvement of Solidification Cracking of Al-Zn-Mg Alloy Weld Metal," *Transactions of JWRI*, 14, No. 2 (1985), 99-104.
- [2] F. Matsuda, K. Nakata, and Y. Shimokusu, "Effect of Additional Element on Weld Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg", *Transactions of JWRI*, 12, No. 1 (1983), 81-87.
- [3] G.L. Petrov, A.G. Makarov, "The sensitivity of Al-Zn-Mg Alloy to Hot Cracking During Welding," *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 9 (1961), 18.
- [4] D.G. Eskin, L. Katgerman, "A Quest for a New Hot Tearing Criterion," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38 (2007), 1511-1514.
- [5] E. Cicală, G. Duffet, H. Andrzejewski, D. Grevey and S. Ignat, "Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding – operating parameters and their effects," *Materials Science and Engineering A*, 395 (2005), 1-9.
- [6] E. Schubert, M. Klassen, J. Skupin, G. Sepold, "Effect of filler wire on process stability in laser beam welding of aluminium-alloys," Proceedings of the 6th International Conference on CISFFEL, Toulon, France (1998), 195-203.
- [7] T.W. Clyne, G.J. Davies, "The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems," *The British Foundryman*, 74 (1981), 65-73.
- [8] E. Brunhuber, *Giesserei-Lexikon* (Berlin: Schiele & Schön, 14. Auflage, 1988), 1100-1102.
- [9] A.A. Gokhale, "Solidification Cracking: A Review," *Transaction of the Indian Institute of Metals*, 39 (1986), 153-164.
- [10] M.B. Djurdjevic, R. Schmid Fetzer, "Thermodynamic calculation as a tool for thixoforming alloy and process development", *Material Science and Engineering A*, 417 (2006), 24-33.
- [11] S. Lin, "A study of hot tearing in wrought aluminum alloys" (Ph.D. thesis, University of Quebec, 1999), 7-68, 69-90.
- [12] H.F. Bishop, C.G. Ackerlind, W.S. Pellini, "Investigation of metallurgical and mechanical effects in the development of hot tearing", *Trans. AFS*, 65, 1957, 247-258.
- [13] D.C.G. Lees, "The Hot Tearing Tendencies of Aluminium Casting Alloys," *The Journal of the Institute of Metals*, 72 (1946), 343.
- [14] J.A. Spittle, A.A. Cushway, "Influences of superheat on grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings," *Metals Technology*, 10 (1983), S. 6-13.
- [15] J.A. Dantzig, M. Rappaz, *Solidification* (Lausanne: EPFL Press, CRC Press, 2009), 519-565.
- [16] T.W. Clyne, G.J. Davies, "Comparison between experimental data and theoretical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition," Proceedings of the Conference on Solidification and Casting of Metals, Metals Society, London (1979), 274-278.
- [17] L. Katgerman, "A Mathematical Model for Hot Cracking of Aluminum Alloys During D.C.Casting," *Journal of Metals* (1982), 46-49.
- [18] U. Feurer, "Mathematisches Modell der Warmrissneigung von binären Aluminium Legierungen," *Giesserei Forschung*, 28 (1976), 75-80.
- [19] M. Rappaz, J.M. Drezet, M. Gremaud, "A New Hot-Tearing Criterion," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A (1999), 449-455.
- [20] B. Lenczowski, H. Koch, K. Eigenfeld, "Neue Entwicklungen auf dem Gebiet der warmfesten Aluminium-Gusswerkstoffe," *Gießerei*, 8 (2004), 32-38.
- [21] A. Franke, "Design of new high-performance aluminum casting alloys" (Ph.D. thesis, University of Leoben, 2006), 50-61.
- [22] C. Kneissl, T. Pabel, G. Dambauer, P. Schumacher, "Formenkonzept und Ergebnisse gießtechnologischer Versuche zur Legierungsentwicklung im Niederdruckkokillenguss," *Giesserei-Rundschau*, 56 (2009), 120-125.