

**Wytwarzanie odlewów o strukturze bezdendrytycznej z zastosowaniem metody RSF
(Rapid Slurry Forming)**

**Production of castings with non-dendritic structure using the Rapid Slurry Forming
method**

Zbigniew Konopka¹, Andrzej Wasik¹

¹ Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, Katedra Odlewnictwa,
ul. Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa

¹ Czestochowa University of Technology, Faculty of Production Engineering and Materials Technology,
Department of Foundry Engineering, ul. Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa, Poland

E-mail: konopka@wip.pcz.pl

Streszczenie

W artykule opisano szereg metod odlewania w stanie ciekło-stałym SSM prowadzących do otrzymania odlewów o strukturze bezdendrytycznej, która wpływa znacznie na poprawę właściwości mechanicznych odlewu. Do wytworzenia zawiesiny metalowej zastosowano metodę RSF (Rapid Slurry Forming). Bazując na matematycznym opisie procesu wytwarzania zawiesiny metalowej w procesie RSF, wykonano odlewy ze stopu AlSi7Mg z zawiesiny zawierającej 30% objętościowo fazy stałej uzyskanej w wyniku mieszania i roztapiania ochładzalnika. Przedstawiono strukturę uzyskanych odlewów grawitacyjnych. Wykonano pomiar temperatury w czasie wytwarzania zawiesiny i krzepnięcia odlewu i porównano z wartościami obliczonymi.

Słowa kluczowe: zawiesina metalowa, stopy aluminium, krzepnięcie, struktura bezdendrytyczna

Abstract

The article describes several variations of the semi-solid metal processing (SSM) technique rendering castings with non-dendritic structure and significantly improved mechanical properties. The metal slurry was produced using the Rapid Slurry Forming (RSF) method. Based on a mathematical description of the RSF process of the metal slurry fabrication, castings were poured from the AlSi7Mg alloy in the form of a slurry with 30 vol. % solid fraction obtained by stirring and melting down of a chill element. Shown is the structure obtained by gravity casting. The temperature was measured during the slurry preparation and solidification of casting. The data obtained experimentally were compared with the theoretically calculated values.

Keywords: metal slurry, aluminum alloys, solidification, non-dendritic structure

1. Wprowadzenie

Odlewanie w stanie ciekło-stałym w przeciwieństwie do klasycznych metod pozwala na eliminację mikroporowości odlewów, zmniejszenie skurczu podczas krzepnięcia, zwiększenie gęstości odlewów, zmniejszenie ryzyka powstawania pęknięć na gorąco i zmniejszenie segregacji pierwiastków stopowych w skali mikro i makro. Procesy SSM (*Semi Solid Metal*) są bardziej ekonomiczne pod względem nakładu energii oraz mniejszej eksploatacji urządzeń, co związane jest z niższymi temperaturami procesu wytwarzania odlewów. Niższa temperatura procesu jest także perspektywą rozwoju metod odlewania SSM dla stopów wysokotopliwych [1,3–5]. Pomiar lepkości metali w zakresie ich krzep-

1. Introduction

Contrary to conventional casting techniques, casting in the semi-solid state can eliminate microporosity defects, reduce shrinkage during solidification, increase casting density, and reduce the risk of hot cracks and segregation of alloying elements on both the micro- and macro-scale. The Semi Solid Metal (SSM) processes are more economical in terms of energy expenditure and less demanding in regards to equipment operation, which is associated with lower temperature of the casting manufacture. The lower process temperature creates real chances for the SSM methods to undergo further development as a possible solution for casting of high-melting point alloys [1,3–5]. The metal viscosity

nięcia w czasie mieszania wykazały, że w wyniku fragmentacji i sferoidyzacji powstających wydzielen pierwotnych stopu w wyniku mieszania lepkość pozorną jest niemal trzykrotnie mniejsza od zmierzonej dla stopu krzepnącego statycznie [9, 10]. Lepkość stopu utrzymuje się na niskim poziomie nawet wtedy, gdy ilość fazy stałej dochodzi do 50% przy zastosowaniu dużych prędkości mieszania [9]. Generowanie zarodków w ciekłym metalu, powstających w skutek kontaktu ciekłego metalu o temperaturze wyższej od temperatury likwidus z powierzchnią odprowadzającą ciepło z ciekłego metalu, intensyfikuje proces wytwarzania zawiesiny. Do wykonywania odlewów metodami SSM wykorzystuje się stopy nad- lub podutekcyjne, które mają szeroki zakres temperatury krzepnięcia. Najczęściej są to odlewy ze stopów aluminium, magnezu, miedzi, ale także prowadzone są badania nad wytwarzaniem odlewów z żeliwa i staliwa [2]. Badania w *Massachusetts Institute of Technology* (MIT) nad wytwarzaniem odlewów ze stanu ciekło-stałego w warunkach przemysłowych wskazały dwa sposoby uzyskiwania odlewów, które M.C. Flemings nazwał *rheocasting* (gdy produkt końcowy jest otrzymywany bezpośrednio ze stanu ciekło-stałego) oraz *thixocasting* (gdy produkt końcowy wykonuje się z wcześniej przygotowanego wlewka o strukturze globularnej, który bezpośrednio przed procesem kształtowania podgrzewany jest do temperatury pomiędzy likwidus-solidus) [8].

Rozwinęły się metody mechanicznego, elektromagnetycznego oraz magnetohydrodynamicznego (MHD) mieszania krystalizujących metali, umożliwiające produkcję wlewków o strukturze tiksotropowej w sposób ciągły dzięki odpowiedniej konstrukcji mieszalników, które podzielono na kilka stref o różnej temperaturze (strefa podgrzewania, topienia i chłodzenia).

Generowanie zarodków fazy pierwotnej w wyniku kontaktu ciekłego metalu z zimną powierzchnią jest mechanizmem wykorzystanym w kilku metodach wytwarzania struktury globularnej (bezdendrytycznej). Wymienić tu można metodę DMDSRC (*Downward Melt Drag Single Roll Caster*), w której obrotowy walec umieszczony w strefie wypływu ciekłego metalu z kadzi wytwarza i równomiernie rozprowadza w całej objętości cieczy zarodki krystalizacji. Im większa jest szybkość odprowadzania ciepła z powierzchni walca, tym cząstki fazy stałej łatwiej uzyskują kształt globularny [11].

W metodzie RSF (*Rapid Slurry Forming*) do ciekłego metalu wprowadzany jest ochładzalnik spełniający rolę mieszadła. W trakcie procesu mieszania ochładzalnik ulega roztopieniu. W trakcie procesu mieszania na powierzchni ochładzalnika powstają zarodki krystalizacji, które pod działaniem siły odśrodkowej ulegają równomiernemu rozprowadzeniu w całej objętości stopu. Zaletą metody RSF jest to, że niski udział fazy stałej (20–30% masowo) zapewnia uzyskanie struktury globularnej przy jednoczesnym zapewnieniu dużej płynności zawiesiny [3, 5]. Przygotowanie zawiesiny

measurements during solidification under continuous stirring have proved that as a result of fragmentation and spheroidization of the primary precipitates formed in the alloy by stirring, the apparent viscosity is nearly three times lower than the viscosity of the alloy solidifying under static conditions [9, 10]. High-speed stirring keeps the alloy viscosity at a low level even when the solid fraction reaches 50% [9]. The generation of nuclei in the metal melt, resulting from the contact of liquid metal at a temperature above the liquidus point with a cooling surface removing heat from this metal, enhances the slurry manufacturing process. For casting by SSM, hyper- or hypoeutectic alloys are used, mainly due to a wide range of solidification temperatures. These are most often alloys of aluminium, magnesium, and copper. Studies are also being carried out on the feasibility of producing iron and steel castings [2]. The research conducted by the Massachusetts Institute of Technology (MIT) on the possibility of making castings in a semi-solid state under industrial conditions has shown two ways of obtaining castings by the process which M.C. Flemings calls rheocasting (when the final product is obtained directly from the semi-solid melt) or thixocasting (when the final product is made from an ingot with a globular structure cast previously and preheated directly before the moulding process to a temperature between the liquidus and solidus point) [8].

Various methods have been developed for the mechanical, electromagnetic and magnetohydrodynamic (MHD) stirring of the solidifying metal, enabling ingots with a thixotropic structure to be produced in the continuous manner owing to the proper design of the stirring element, divided into several zones with different temperatures (preheating zone, melting zone and cooling zone).

Generating nuclei of the primary phase through contact of liquid metal with a cold surface is the mechanism used in several methods for making globular (non-dendritic) structure. Examples include the DMDSRC (*Downward Melt Drag Single Roll Caster*) method, where a rotating roll disposed in the zone of liquid metal discharge from a ladle produces crystal nuclei and distributes them evenly within the entire volume of the liquid metal. The higher the rate of heat transfer from the roll surface, the more easily the particles of the solid phase will obtain the required globular shape [11].

In the RSF (*Rapid Slurry Forming*) method, a chill acting as a stirring arm is introduced into the liquid metal. The chill melts down during stirring, but before it melts down completely, still during the stirring process, some nuclei of the crystallization are formed on its surface and, due to the effect of centrifugal force, are evenly distributed in the entire volume of the alloy. The advantage of RSF is that even a low solid fraction (20–30 mass. %) ensures the formation of a globular structure and at the same time a high castability of slurry

w metodzie RSF trwa krócej niż w przypadku innych metod.

W metodzie NRC (ang. *New Rheocasting*) ciekły metal przelewany jest do stalowego tygla. Zarodki fazy pierwotnej zaczynają wydzielać się z chwilą zetknięcia się ciekłego stopu z powierzchnią tygla. Dalsze wlewanie ciekłego metalu do stalowego tygla pozwala na równomierne rozproszczenie fazy pierwotnej w całej objętości stopu [3]. W dalszym etapie następuje rozrost kryształów fazy pierwotnej. Wielokrotne kontrolowane chłodzenie i grzanie zawiesiny zapobiega rozwojowi struktury dendrytycznej i pozwala uzyskać jednorodną strukturę globularną [4, 8].

Metoda SCP (ang. *Cooling Slope Plate*) polega na przelewaniu ciekłego stopu po chłodzonej płycie pochyłej. Gwałtowny przyrost zarodków fazy pierwotnej następuje w chwili zetknięcia się ciekłego metalu z powierzchnią płyty. W wyniku swobodnego przepływu metalu zanikają warunki, w których następuje wzrost fazy pierwotnej do postaci dendrytycznej [6, 7]. Początkowa temperatura stopu jest decydującym czynnikiem wpływającym na strukturę; na początku procesu powinna wynosić nieco powyżej temperatury likwidus. Również duże znaczenie ma intensywność odprowadzania ciepła przez płytę podczas przepływu ciekłego stopu [10, 12]. Dlatego stalowe lub miedziane płyty chłodzone są wodą. Na strukturę stopu mają również wpływ kąt pochylenia i długość płyty.

2. Warunki eksperymentu i wyniki

Jako materiał do badań wybrano stop AlSi7Mg o szerokim zakresie temperatury krzepnięcia. Do wytworzenia zawiesiny zastosowano proces RSF, w którym można sterować temperaturą wytwarzanej zawiesiny, wyznaczenie masy (objętości) wewnętrznego ochładzalnika w funkcji udziału fazy stałej w zawieszynie, a przez zmianę warunków cieplnych układu można sterować właściwościami zawiesiny, takimi jak np.: lepkość i lejność, wielkość i udział kryształów, segregacja składu chemicznego. Można także wyznaczyć szybkość stygnięcia zawiesiny i wielkość powstających kryształów równoosiowych. Do zaprojektowania doświadczenia wykorzystano opis matematyczny wytwarzania zawiesiny z zastosowaniem metody RSF oparty na następujących założeniach: w wyniku mieszania następuje wyrównanie temperatury (brak gradientu temperatury) oraz stężenie w objętości ciekłego metalu, wymiana ciepła w układzie ciekły metal-ochładzalnik i ściankami tygla spełnia warunki brzegowe III rodzaju, a więc muszą być znane współczynniki wymiany ciepła [8–10].

Wykonano formę odlewniczą o wnęcie w kształcie walca oraz ochładzalnik w postaci płyty umieszczony na końcu mieszadła. Formę wykonano z włókien ceramicznych Al₂Si utwardzonych krzemionką koloidalną.

[3, 5]. Producing slurry by the RSF method definitely takes less time than when other methods are applied.

In the NRC (New Rheocasting) method, the liquid metal is poured into a steel crucible. The nuclei of the primary phase start precipitating at the moment when the molten alloy makes contact with the crucible wall. Further pouring of liquid metal into the crucible provides even distribution of the primary phase within the whole volume of the melt [3]. The next stage involves the growth of crystals of the primary phase. Multiple control of the slurry cooling and heating process prevents the growth of dendrites and develops a uniform globular structure [4, 8].

In the SCP (Slope Cooling Plate) method, molten metal is poured onto a cooled plate inclined at a certain angle. The rapid growth of the nuclei of the primary phase occurs when the liquid metal makes contact with the surface of the plate. As a result of the free flow of metal, the conditions under which the primary phase could grow to a dendritic form disappear [6, 7]. The initial temperature of the melt is the main factor which controls the structure formation, and at the beginning of the process it should be slightly above the liquidus point. Also important is the intensity of heat transfer through the plate during the flow of molten alloy [10, 12]. Therefore, steel or copper plates are cooled with water. The alloy structure also depends on the plate angle of inclination and length.

2. Test conditions and results

The test material was AlSi7Mg alloy characterized by a wide range of solidification temperatures. The slurry was prepared by the RSF process, which allows control of the slurry temperature and determination of the weight (volume) of the inner chill related to the fraction of the solid phase in the slurry. By changes in the thermal conditions of the system it is possible to control the properties of the slurry, such as the viscosity and fluidity, the size and fraction of crystals, and the segregation of chemical composition. It is also possible to determine the cooling rate of the slurry and the size of the equiaxed crystals formed. The experiment was designed using a mathematical description of the slurry preparation process based on the RSF method and the following assumptions: stirring results in the equilibration of both temperature (no temperature gradient) and volume concentration of the liquid metal. Heat exchange in the liquid metal-chill-crucible wall system satisfies the boundary conditions of type III, and so the heat transfer coefficients must be known [8–10].

A foundry mould with a cylindrically shaped cavity and a chill in the form of a disc attached to the end of the mixing arm were designed and constructed. The mould was made of ceramic Al₂Si fibres hardened with colloidal

Parametry procesu wytworzenia zawiesiny metalowej przedstawiono w tabeli 1.

The process parameters to make a metal slurry are shown in Table 1.

Tabela 1. Parametry procesu wytwarzania zawiesiny metalowej
Table 1. The process parameters to make a metal slurry

Parametr procesu / Process parameter	Wartość/Value
Ilość fazy stałej / Solid fraction	30%
Rodzaj stopu / Type of alloy	AlSi7Mg
Masa stopu / Weight of alloy	0,342 kg
Rodzaj stopu ochładzalnika / Alloy used for the chill	AlSi7Mg
Masa ochładzalnika / Weight of chill	0,050 kg
Wymiary ochładzalnika / Dimensions of chill	S = 0,03 m, W = 0,03 m, G = 0,02 m
Wymiary wnęki formy / Mould cavity dimensions	R = 0,03 m, H = 0,1m
Temperatura początkowa stopu / Starting temperature of alloy	893 K
Temperatura początkowa ochładzalnika / Starting temperature of chill	293 K
Temperatura końcowa / Final temperature	876,6 K
Rzeczywisty czas procesu (mieszania) / True time of the stirring process	16 s

Masa ochładzalnika była tak dobrana, aby spowodowała obniżenie temperatury ciekłego stopu do temperatury końcowej procesu $T_k = 876,6$ K, to jest do temperatury, w której objętość fazy stałej w zawieszynie wynosi $f_s = 30\%$. Wsad metalowy stopiono w piecu indukcyjnym średniej częstotliwości, a następnie przegrzano do temperatury $T_1 = 923$ K. Przegrzany metal przelano do wcześniej przygotowanej formy. Gdy temperatura metalu osiągnęła wartość 893 K, do ciekłego metalu wprowadzony został ochładzalnik umieszczony na końcu mieszadła. Cała kąpiel poddana była mieszaniu z prędkością kątową $v = 500$ obr/min. Właściwości termofizyczne układu przyjęte w obliczeniach przedstawiono w tabeli 2.

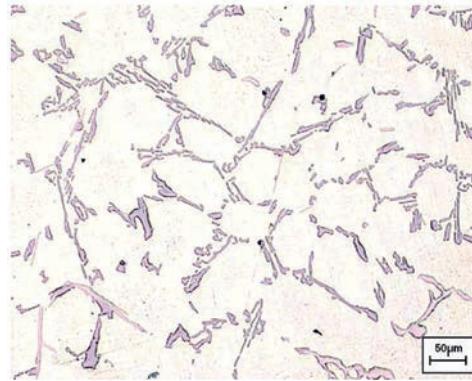
The weight of the chill was chosen in such a way as to reduce the melt temperature to its final level of $T_k = 876.6$ K, i.e. to the temperature at which the fraction of the solid phase in a slurry is $f_s = 30$ mass %. The metal charge was melted in a medium-frequency induction furnace and was superheated to $T_1 = 923$ K. The superheated metal was poured into a previously prepared mould. When the metal temperature reached 893 K, a chill attached to the end of the stirring arm was introduced into the melt. The whole bath was stirred at an angular speed of $v = 500$ rev/min. Thermophysical properties of the system used in the calculations are shown in Table 2.

Tabela 2. Właściwości termofizyczne układu doświadczalnego
Table 2. Thermophysical properties of the test system

Właściwości termofizyczne stopu AK7 / Thermophysical properties of the AK7 alloy	Wartość/Value
Temperatura likwidus / The liquidus temperature T_{lik} , K	888
Temperatura solidus / The solidus temperature T_{sol} , K	850
Zakres temperatur krzepnięcia / The range of solidification temperatures ΔT_{kr} , K	38
Ciepło właściwe w stanie ciekłym / The specific heat in liquid state c_z , J/kgK	1250
Ciepło właściwe w stanie stałym / The specific heat in solid state c , J/kgK	1060
Średnie ciepło właściwe / The average specific heat c_{SR} , J/kgK	1155
Ciepło krzepnięcia / The heat of solidification L , J/kg	390 000
Gęstość w stanie ciekłym / The density in liquid state ρ_z , kg/m ³	2380
Gęstość w stanie stałym / The density in solid state ρ_o , kg/m ³	2770

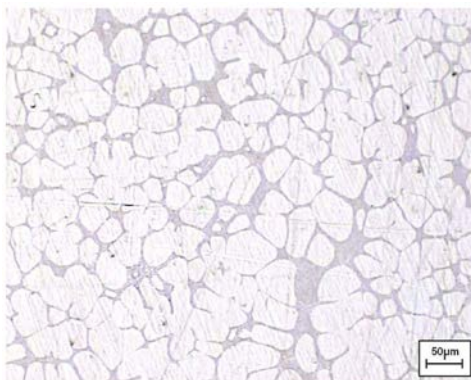
Na rysunku 1 przedstawiono mikrostrukturę stopu AlSi7Mg krzepnącego w warunkach statycznych, a na rysunku 2 – mikrostrukturę odlewu ze stopu AlSi7Mg otrzymanego w procesie RSF.

Figure 1 shows the microstructure of the AlSi7Mg alloy solidifying under static conditions. Figure 2 shows the microstructure of the casting made from the AlSi7Mg alloy by RSF.

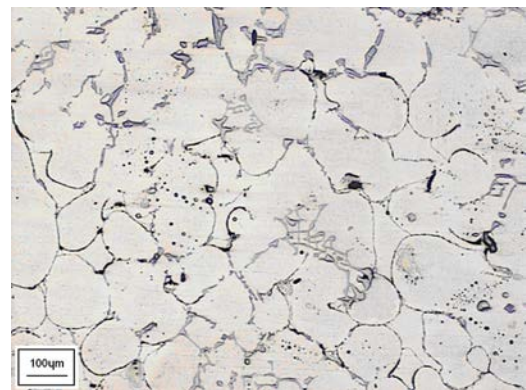


Rys. 1. Mikrostruktura stopu AlSi7Mg (struktura wyjściowa niemodyfikowana), próbka nietrawiona. Wydzielenia fazy α w postaci dendrytów (jasne pola), eutektyka ($\alpha + \text{Si}$) w przestrzeniach międzidendrytycznych (szare pola)

Fig. 1. The starting microstructure of the AlSi7Mg alloy in unmodified condition; sample unetched. Precipitates of the dendritic α phase (bright fields) with ($\alpha + \text{Si}$) eutectic visible in the interdendritic spaces (grey fields)



a)



b)

Rys. 2. Mikrostruktura stopu AlSi7Mg uzyskana w procesie RSF, próbka nietrawiona. Globularne wydzielenia fazy α (jasne pola), eutektyka ($\alpha + \text{Si}$) w przestrzeniach międzidendrytycznych (ciemne pola), po lewej mikrostruktura 10 mm od powierzchni odlewu, po prawej mikrostruktura ze środka odlewu

Fig. 2. Microstructure of the AlSi7Mg alloy obtained by RSF; sample unetched. Globular precipitates of the α phase (bright fields) with ($\alpha + \text{Si}$) eutectic visible in the interdendritic spaces (dark fields); on the left – microstructure at a 10 mm distance from the casting surface, to the right – microstructure in the centre of casting

W trakcie wytwarzania zawiesiny rejestrowano jej temperaturę, używając termopary NiCr-Ni zanurzonej w zawieszynie metalowej, której przebieg pokazano na rysunku 3. Porównawczo naniesiono krzywą zawiesiny stopu AlSi7Mg obliczoną z poniższego równania [12]:

During preparation of the slurry its temperature was recorded by using NiCr-Ni thermocouple immersed into the metal slurry; the waveforms are shown in Figure 3. For comparison, another curve was plotted for the AlSi7Mg alloy slurry based on the results of calculations derived from the following equation [12]:

$$\frac{T_z - T_{po}}{T_{zal} - T_{po}} = \exp(-At) \quad (1)$$

gdzie:

where:

$$A = \frac{\alpha_o F_o}{\left(\dot{c}_z + \bar{c}_z + \frac{L}{\Delta T_{kr}} \right) V_z \rho_z},$$

V_z, ρ_z, \bar{c}_z – odpowiednio objętość, gęstość i średnie ciepło właściwe zawiesiny metalu,
 c'_z – ciepło właściwe w metalu stanie ciekłym,
 L – ciepło krystalizacji,
 ΔT_{kr} – zakres krystalizacji,
 α_o – współczynnik wymiany ciepła
 F_o – powierzchnia wymiany ciepła.

V_z, ρ_z, \bar{c}_z – the volume, density and average specific heat of the metal slurry, respectively,
 c'_z – the specific heat of liquid metal,
 L – the heat of solidification,
 ΔT_{kr} – the range of solidification,
 α_o – the coefficient of heat transfer,
 F_o – the surface of heat transfer.

W obliczeniach przyjęto wartość współczynnika wymiany ciepła między ciekłym metalem a powierzchnią ochładzalnika $\alpha_o = 6,5 \cdot 10^2 \text{ W/m}^2\text{K}$ i średnią powierzchnię wymiany ciepła $F_o = 21 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$, a wynika to z faktu, że powierzchnia tak zmniejsza się w czasie procesu od wartości początkowej $F_o = 42 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$ do wartości $F_o = 0 \text{ m}^2$ po całkowitym roztopieniu ochładzalnika.

Czas, po którym zawiesina metalowa uzyska daną temperaturę, oblicza się z równania:

The calculations assume the value of heat transfer coefficient between the molten metal and the chill surface $\alpha_o = 6.5 \cdot 10^2 \text{ W/m}^2\text{K}$ and the average heat exchange surface $F_o = 21 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$. This is due to the fact that the heat exchange surface decreases with the process time from the initial value of $F_o = 42 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$ to the value of $F_o = 0 \text{ m}^2$ after full melting down of the chill.

The time after which the metal slurry can reach the preset temperature is calculated from the following equation:

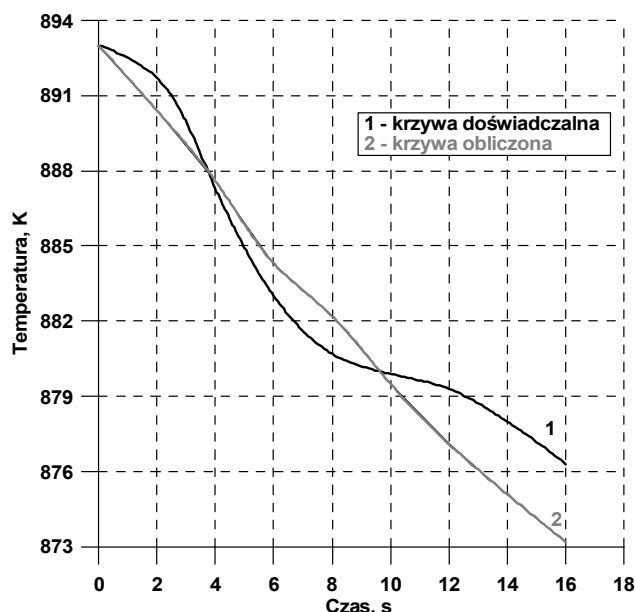
$$t = \ln \frac{\mathcal{G}_z}{\mathcal{G}_{zal}} \left(- \frac{V_z \rho'_z (Lef + c'_z)}{\alpha_o F_o} \right) \quad (2)$$

gdzie:

$\mathcal{G}_z = T_z - T_{po}$,
 T_z – temperatura zawiesiny (zmienna),
 T_{po} – temperatura początkowa ochładzalnika,
 $\mathcal{G}_{zal} = T_{zal} - T_{po}$ (temperatury odpowiednio: ciekłego metalu na początku procesu, początkowa ochładzalnika),
 Lef – efektywne ciepło krystalizacji.

where:

$\mathcal{G}_z = T_z - T_{po}$,
 T_z – the variable temperature of the slurry.
 T_{po} – the initial temperature of the chill,
 $\mathcal{G}_{zal} = T_{zal} - T_{po}$ (the starting temperature of the liquid metal and the chill, respectively),
 Lef – the effective heat of crystallization.



Rys. 3. Krzywe stygnięcia stopu AISi7Mg podczas procesu wytwarzania zawiesiny
 Fig. 3. The cooling curves plotted for the AISi7Mg alloy during manufacture of the slurry

3. Analiza wyników badań i wnioski

Ocena mikrostruktury odlewu jednoznacznie wskazuje, że realizacja doświadczenia oparta na obliczeniach kinetyki tworzenia zawiesiny pozwoliła na uzyskanie odlewu o strukturze bezdendrytycznej. Porównanie wydzielań eutektyki w odlewie krzepnącym statycznie i w czasie mieszania pokazuje zmianę morfologii wydzielań krzemu z budowy płytkowej na silnie rozdrobnioną w odlewie krzepnącym z wytworzonej zawiesiny.

Obliczenia czasu trwania procesu wykonane dla parametrów wytwarzania zawiesiny metalowej, w której udział fazy stałej wynosi $f_s = 30\%$ wskazują, że teoretyczny (obliczony) czas mieszania powinien wynosić 12,5 sekundy. Rzeczywisty czas procesu wyniósł 16 sekund, co wynikało ze wskazań termoelementu mierzącego przebieg zmian temperatury w czasie wytwarzania zawiesiny metalowej. Porównanie krzywych stygnięcia zawiesiny uzyskanych w doświadczeniu i z obliczenia wskazuje na dobrą zgodność wyników, co potwierdza przydatność praktyczną przedstawionego modelu wytwarzania zawiesiny z wykorzystaniem metody RSF. Maksymalna różnica temperatury zawiesiny między teoretyczną i doświadczalną krzywą jest 3 K na końcu procesu, a średnia różnica temperatury między tymi krzywymi w czasie procesu wynosi 1 K. Na różnicę pomiędzy teoretycznym i eksperymentalnym czasem mieszania mogły mieć wpływ między innymi technologiczne i termofizyczne parametry procesu. Na podstawie przeprowadzonych badań można przyjąć następujące wnioski:

- potwierdzono praktyczną przydatność metody RSF do wytwarzania zawiesiny ze stopu AlSi7Mg,
- w wyniku mieszania następuje rozdrobnienie faz eutektycznych w stopie AlSi7Mg,
- opracowany model matematyczny umożliwia określenie podstawowych parametrów wytworzenia zawiesiny metalowej, takich jak: wielkość ochładzalnika, temperatura układu i czas mieszania.

3. Discussion of results and conclusions

The evaluation of the casting microstructure clearly indicates that the experiment based on the calculation of the kinetics of the slurry formation allowed making castings characterized by a non-dendritic structure. A comparison of the eutectic precipitates observed in the casting solidifying under static conditions and during stirring shows changes in the morphology of silicon precipitates from lamellar to highly refined in castings solidifying from the slurry previously prepared.

According to calculations made for the metal slurry with the solid fraction $f_s = 30\%$, the theoretical (calculated) stirring time should be 12.5 seconds. The actual processing time was 16 seconds, which was indicated by the thermocouple measuring temperature changes related to the time of the metal slurry preparation. A comparison of the calculated and experimental cooling curves plotted for the slurry manufacturing process indicates satisfactory agreement, which further confirms the practical usefulness of the presented model of the slurry manufactured by RSF. The maximum temperature difference of slurry between the theoretical and experimental curves is 3 K at the end of process and the average temperature differences between these curves during this process is 1 K. The difference between the theoretical and experimental stirring time could result, among other things, from the technological and thermophysical parameters of the process. Based on the research conducted, the following conclusions were drawn:

- practical applicability of the RSF method in the process of making AlSi7Mg alloy slurry has been confirmed,
- stirring refines the eutectic phases present in the AlSi7Mg alloy,
- the developed mathematical model allows determining the basic parameters of the metal slurry, such as the size of chill, and the temperature and time of stirring.

Literatura/References

1. Darlak, P., Dudek, P. (2008). Próby odlewania kompozytów na bazie stopów aluminium zbrojonych dyspersyjnie węglikiem krzemu przy wykorzystaniu metody odlewania tiksotropowego. *Kompozyty*, 8(4), 385–389.
2. Fagner, W., Gruber, M., Macher, G. (2005). Scale-up of Magnesium New Rheocasting from a Laboratory Level to an Industrial Process. In: *Magnesium Technology*, eds. N.R. Neelameggham, H.I. Kaplan, B.R. Powell, 503–508. Warrendale, PA: TMS.
3. Mitsura, A., Hiroto, S., Yasunori, H. Method and apparatus for shaping semisolid metals. Patent nr EP0745694 (A1).
4. Wessen, M., Cao, H. A method of and a device for producing a liquid-solid metal composition. Patent nr PCT/SE2005/001889.

5. Wessen, M., Cao, H. (2006). Casting method for semi-solid metal. *Environmental Innovation*.
6. Haga, T., Suzuki, S. (2004). A downward melt drag single roll caster for casting semisolid slurry. *Journal of Materials Processing Technology*, 157–158(December 2004), 695–700.
7. Cardoso Legoretta, E., Atkinson, H.V., Jones, H. (2007). Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock I: observations with a transparent analogue. *Solidification Processing'07 Proceedings of the 5th Decennial International Conference on Solidification Processing*, 23–25 July, Sheffield, UK.
8. Flemings, M.C. (2000). Semi-solid forming: the process and path forward. *Metallurgical Science and Technology*, 18(2), 3–4.
9. Olejnik, L. (2003). Materiały tiksotropowe – metody otrzymywania. *Mechanik*, 76(7), 417–422.
10. Muumbo, A., Nomura, H., Takita, M. (2004). Casting of semi-solid cast iron slurry using combination of cooling slope and pressurization. *International Journal of Cast Metals Research*, 17(1), 39–46.
11. Gierek, A., Bajka, L., Zając, T. (1980). Zmiany struktury stopów Al-Si wywołane ich intensywnym mieszaniem w przedziale temperatur likwidus-solidus. *Inżynieria Materiałowa*, 1(1), 12–16.
12. Konopka, Z., Łągiewka, M., Nadolski, M., Zyska, A. (2010). Theoretical analysis of the AlSi10Mg alloy suspension manufacturing by the RSF process. *Archives of Metallurgy and Materials*, 55(3), 869–873.