PRACE INSTYTUTU ODLEWNICTWA
TRANSACTIONS OF FOUNDRY RESEARCH INSTITUTE

Volume LV Year 2015 Number 3

© 2015 Instytut Odlewnictwa. All rights reserved.

DOI: 10.7356/iod.2015.09

Wpływ wolframu na proces krystalizacji, mikrostrukturę i właściwości siluminu 226

Effect of tungsten on the solidification process, microstructure and properties of silumin 226

Tomasz Szymczak[1], Grzegorz Gumienny[1], Tadeusz Pacyniak[1]

[1] Politechnika Łódzka, Katedra Technologii Materiałowych i Systemów Produkcji, ul. Stefanowskiego 1/15, 90-924 Łódź

[1] Lodz University of Technology, Department of Materials Engineering and Production Systems, ul. Stefanowskiego 1/15, 90-924 Łódź, Poland

E-mail: tomasz.szymczak@p.lodz.pl

Streszczenie

W pracy przedstawiono wpływ wolframu na proces krystalizacji, mikrostrukturę i właściwości mechaniczne siluminu 226 w warunkach zbliżonych do równowagowych oraz odlewanych ciśnieniowo. Wykazano wzrost właściwości zarówno wytrzymałościowych, jak i plastycznych odlewów z siluminu z dodatkiem około 0,3−0,4% wag. W odlewanych ciśnieniowo.

Słowa kluczowe: silumin, wolfram, właściwości mechaniczne, krystalizacja, krzywe ATD

Abstract

The effect of tungsten on the solidification process, microstructure and mechanical properties of silumin 226 under the conditions close to equilibrium during pressure die casting was discussed. An increase in both mechanical and plastic properties of the pressure die cast silumin with 0.3−0.4 wt.% W was demonstrated.

Keywords: silumin, tungsten, mechanical properties, crystallization, ATD curves

1. Wstęp

W 2012 roku wyprodukowano 14 mln ton odlewów ze stopów aluminium, co stanowi około 14% światowej produkcji odlewów [1]. Duże zainteresowanie klientów tego rodzaju stopami wynika przede wszystkim z ich korzystnych właściwości mechanicznych i odlewniczych oraz stosunkowo niskich kosztów wytwarzania (m.in. ze względu na niską temperaturę topnienia). Typowym przedstawicielem odlewniczych stopów Al są siluminy, odlewane głównie do form trwałych grawitacyjnie lub ciśnieniowo, rzadziej do form piaskowych lub ceramicznych. Silumin 226 jest typowym stopem do odlewania ciśnieniowego. Zakres jego składu chemicznego wg EN podano w tabeli 1.

Silumin ten charakteryzuje się minimalną wytrzymałością na rozciąganie R_m = 240 MPa, umowną granicą plastyczności $R_{p0,2} \geq 140$ MPa, wydłużeniem $A_{50mm} \leq 1\%$ oraz twardością poniżej 80 HB.

1. Introduction

In 2012, the overall production of castings from aluminum alloys reached 14 million tons, thus representing about 14% of the global casting production [1]. Vivid interest of customers in alloys of this type is mainly due to favourable mechanical and casting properties, combined with a relatively low manufacturing cost (resulting from, among others, a low melting point of these alloys). A typical representative of casting aluminum alloys are silumins. Silumins are mainly cast in permanent moulds by gravity or under pressure, occasionally only in sand or ceramic moulds. Silumin 226 is a typical alloy used in pressure die casting. The range of its chemical composition according to EN is shown in Table 1.

This silumin is characterized by the following properties: tensile strength R_m = minimum 240 MPa, yield strength $R_{p0.2} \geq 140$ MPa, elongation $A_{50mm} \leq 1\%$, and hardness of less than 80 HB.

Tabela 1. Zakres składu chemicznego siluminu 226
Table 1. Chemical composition of silumin 226

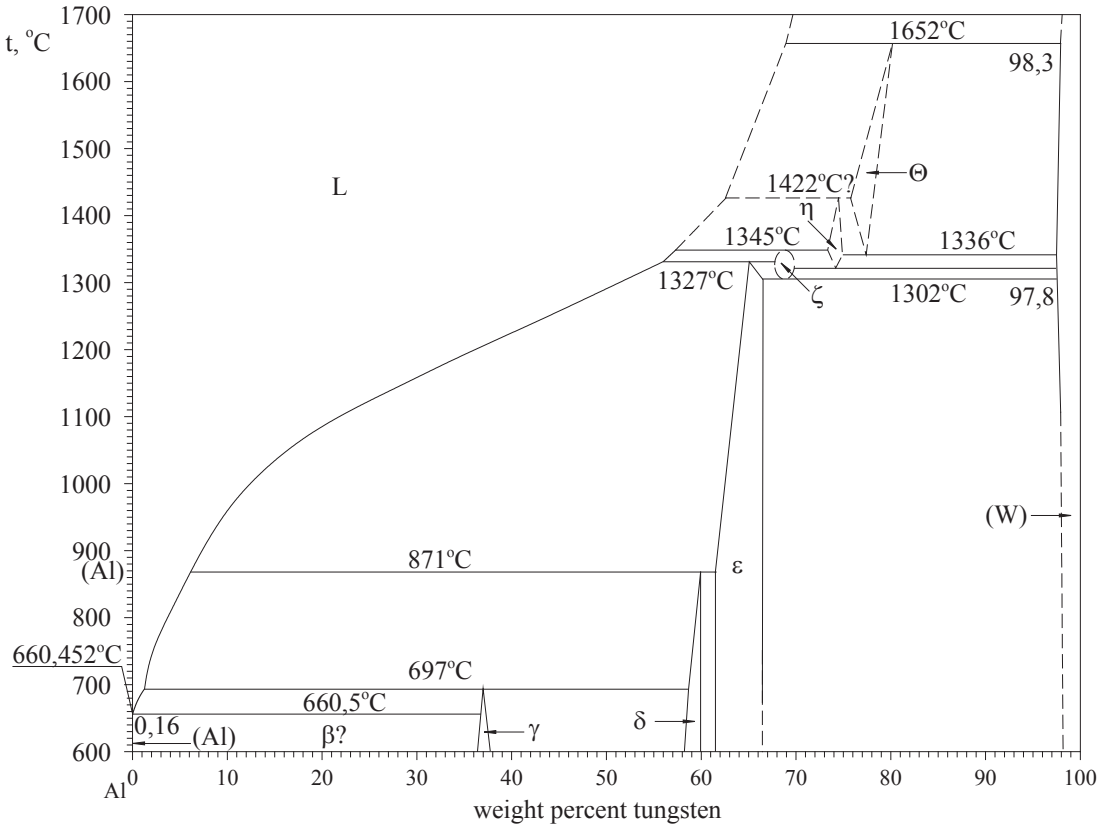
Skład chemiczny, % wag. / Chemical composition, wt.%										
Si	**Fe**	**Cu**	**Mn**	**Mg**	**Cr**	**Ni**	**Zn**	**Pb**	**Sn**	**Ti**
8,0−11,0	1,3	2,0−4,0	0,55	0,05−0,55	0,15	0,55	1,2	0,35	0,25	0,25

Szerokie stosowanie siluminów w przemyśle wymaga ciągłego udoskonalania ich właściwości zarówno mechanicznych, jak i użytkowych. W związku z tym prowadzane są badania zarówno nad modyfikacją ich składu chemicznego, jak i operacji na ciekłym metalu bądź też obróbki cieplnej odlewów [2−4]. Wśród wielu pierwiastków wprowadzanych do stopów aluminium badano m.in. wpływ Cr [5,6] oraz V [7,8]. Niewiele jest danych na temat wpływu wolframu na mikrostrukturę i właściwości siluminów. W wyniku braku rozpuszczalności w stanie stałym wolframu w aluminium nie jest on stosowany jako dodatek stopowy. Ze względu na szybką krystalizację siluminu w formie ciśnieniowej istnieje możliwość przesycenia roztworu stałego α wolframem. W związku z tym celem pracy jest zbadanie wpływu W na mikrostrukturę i właściwości odlewów z siluminu podeutektycznego.

Na rysunku 1 pokazano układ równowagi fazowej Al-W.

The widespread use of silumins in industry requires continuous improvement of their properties, both mechanical and functional. Therefore attempts are made to explore various possibilities of the modification of their chemical composition, and of the melt processing and heat treatment of castings [2−4]. Among numerous elements added to aluminum alloys, recent studies have covered the effect of Cr [5,6] and V [7,8], but data is still lacking on the effect of tungsten on the microstructure and properties of silumins. In the solid state, tungsten is practically insoluble in aluminum, and therefore it is not used as an alloying addition. Rapid solidification of silumin in metal mould promotes supersaturation of the α solid solution with tungsten. Therefore, the aim of this study was to investigate the effect of tungsten on the microstructure and properties of castings made from a hypoeutectic silumin.

Figure 1 shows the Al-W phase equilibrium diagram.



Rys. 1. Układ równowagi fazowej aluminium-wolfram [9]
Fig. 1. The Al-W phase equilibrium diagram [9]

Aluminium tworzy z wolframem fazy, dla których zakres stężenia W i parametry krystalograficzne podano w tabeli 2. Rozpuszczalność W w Al wg [9] wynosi 0% wag., natomiast Al w W wynosi maksymalnie 2,2% w temperaturze 1302°C. Fazy γ, δ i ε są produktami przemian perytektycznych zachodzących w temperaturze odpowiednio: 697°C, 871°C oraz 1327°C.

In combination with tungsten, aluminum forms phases characterized by crystallographic parameters for which the range of tungsten concentrations are given in Table 2. According to [9], tungsten solubility in aluminum is 0 wt.%, while aluminum solubility in tungsten amounts to maximum 2.2% at a temperature of 1302°C. The γ, δ and ε phases are products of the peritectic transformations occurring at 697°C, 871°C and 1327°C, respectively.

Tabela 2. Rodzaje faz w układzie Al-W i ich parametry krystalograficzne [9]

Table 2. Typical phases present in an Al-W system and their crystallographic parameters [9]

Faza/Phase	Stężenie W, % wag. / Tungsten concentration, wt.%	Symbol Pearsona / Pearson symbol	Grupa przestrzenna / Space group
(Al)	0	*cF*4	$Fm\bar{3}m$
γ	~37	*Ci*26	*Im*3
δ	~58−60	*hP*12	$P6_3$
ε	~62–66	*mC*30	*Cm*
W	100	*cI*2	$Im\bar{3}m$

2. Metodyka badań

Do badań użyto czystego siluminu gatunku 226 oraz siluminów wytworzonych na jego bazie z wprowadzonym dodatkiem wolframu w ilości (% wag.) odpowiednio: 0,1; 0,2; 0,3; 0,4 i 0,5. Skład chemiczny bazowego siluminu 226 przedstawiono w tabeli 3.

2. Research methodology

Tests and studies were carried out on base silumin 226 and on the same silumin containing tungsten added in amounts of 0.1; 0.2; 0.3; 0.4 and 0.5 wt.%. The chemical composition of the base silumin 226 is shown in Table 3.

Tabela 3. Zakres składu chemicznego bazowego siluminu 226

Table 3. Chemical composition of the base silumin 226

Skład chemiczny, % wag. / Chemical composition, wt.%										
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Cr	V	Al
8,940	0,870	2,320	0,230	0,300	0,092	0,978	0,038	0,032	0,007	reszta/ rest

Silumin bazowy topiony był w piecu szybowym, ogrzewanym gazowo, o pojemności 1,5 tony, wewnątrz którego był poddany rafinacji rafinatorem stałym Ecosal Al 113.S. Po spuście do kadzi silumin odżużlano i transportowano do pieca podgrzewczego, do którego – w celu uzyskania siluminu z dodatkiem wolframu – wprowadzano zaprawę AlW8 w ilości pozwalającej na uzyskanie założonego stężenia tego pierwiastka w siluminie. Zawartość W w zaprawie oraz w odlewach ciśnieniowych określono w oparciu o namiar obliczony przy ich wytwarzaniu. Po rozpuszczeniu zaprawy z siluminu wykonywano odlewy pokrywy obudowy rolet. Przeważająca grubość ścianki odlewu wynosiła 2 mm. Odlewy wykonywano na maszynie ciśnieniowej z zimną poziomą komorą ciśnienia Idra 700S. Dla każdego ba-

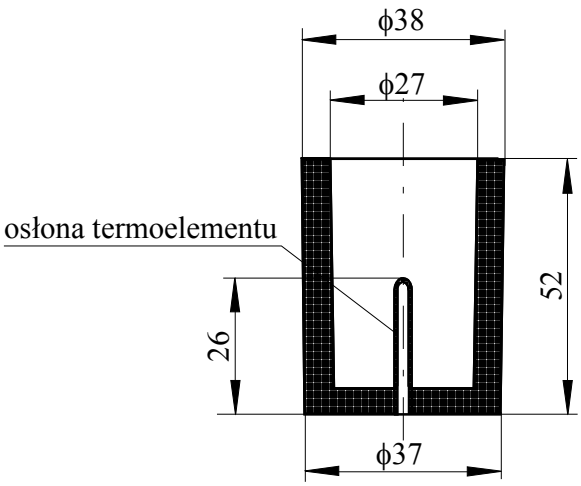
The base silumin was melted in a 1.5 ton capacity, gas-heated, shaft furnace and refined inside the furnace with solid Ecosal Al 113.S refiner. After tapping into a ladle it was deslagged and transported to a holding furnace, where – to obtain tungsten-containing silumin, an AlW8 master alloy was introduced in a quantity sufficient to obtain the required tungsten concentration in the final material. Tungsten content in the master alloy and in the resultant pressure die castings was determined from the batch calculated at the beginning of the manufacturing process. After the dissolution of the master alloy, the silumin was used for casting of the blinds casing cover. In most cases, the casting wall thickness was 2 mm. The operation of casting was performed on an Idra 700S pressure die casting machine with a hori-

danego składu chemicznego siluminu przeprowadzono również badania procesu krystalizacji z zastosowaniem metody ATD. Analiza termiczna i derywacyjna jest uniwersalną metodą badania procesu krystalizacji stopów metali. Była dotychczas wykorzystywana do badania stopów: żelaza, aluminium, brązu, magnezu oraz kobaltu [10−14].

Do rejestracji krzywych ATD siluminu użyto termoelementu PtRh10-Pt umieszczonego w próbniku ATD10m-PŁ wykonanym z masy rdzeniowej, którego wymiary przedstawiono na rysunku 2.

zontal cold chamber. For each tested chemical composition of the silumin, parallel studies of the solidification process were conducted by a TDA method. The Thermal and Derivative Analysis is a versatile tool to study the solidification process of metal alloys. It was previously used in studies of iron, aluminium, copper, magnesium and cobalt alloys [10−14].

TDA curves were plotted for the examined silumin using a PtRh10-Pt thermocouple placed in a TDA10m-PL sampler made of core sand; the dimensions are shown in Figure 2.



Rys. 2. Wymiary próbnika ATD10m-PŁ

Fig. 2. The dimensions of TDA10m-PL sampler

W celu przeprowadzenia badań wytrzymałościowych dla każdego badanego składu stopu z pojedynczego odlewu pokrywy wycinano po trzy próbki, które miały przekrój prostokątny o wymiarach 2 mm × 10 mm. Jest to przekrój próbki zalecany przez normę [14] do badania wytrzymałości odlewów ciśnieniowych. Próby rozciągania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej Instron 3382, z zastosowaniem prędkości rozciągania 1 mm/min. W próbie rozciągania określono: wytrzymałość na rozciąganie R_m, umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$ i wydłużenie względne A. Badania twardości HB wykonano na Briviskopie HPO-2400. Zastosowano kulkę o średnicy d = 2,5 mm oraz obciążenie 613 N.

Mikrostrukturę siluminów badano na próbkach pobranych zarówno z odlewów wykonanych w próbniku ATD, jak również z odlewów ciśnieniowych pokrywy obudowy rolet. Zgłady metalograficzne trawiono 4% roztworem wodnym HF i oglądano przy powiększeniu wynikającym z wielkości elementów mikrostruktury uzyskanej w poszczególnych grupach odlewów. Dla odlewów wykonanych w próbniku ATD było to powiększenie ×200, natomiast w przypadku odlewów ciśnieniowych zastosowano powiększenie ×1000. Mikrostrukturę odlewów badano na mikroskopie metalograficznym Eclipse MA200 firmy Nikon.

For testing of mechanical properties, three samples of a rectangular 2 mm × 10 mm cross-section dimensions were cut out for each test alloy composition. These are the dimensions of the sample cross-section recommended by the standard [14] for mechanical tests conducted on pressure die castings. Tensile tests were performed on an Instron 3382 machine, applying the tension speed of 1 mm/min. The following parameters were determined in the tensile test: tensile strength R_m, yield strength $R_{p0.2}$ and unit elongation A. Hardness HB was measured using an HPO-2400 Briviskop and a 2.5 mm diameter ball under a load of 613 N.

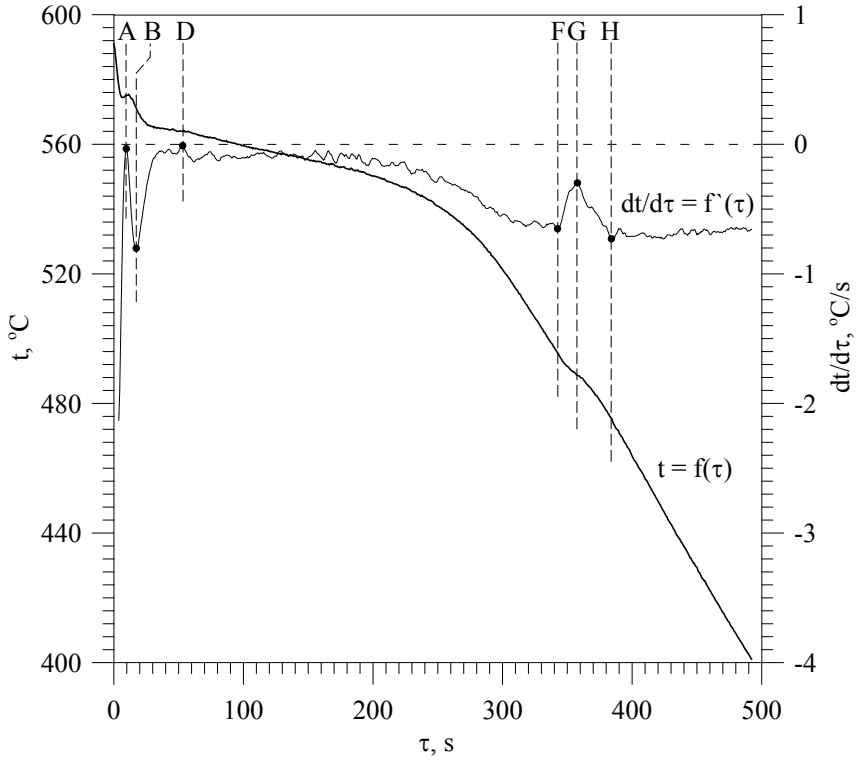
The microstructure of the tested silumins was examined on samples taken from castings poured in a TDA sampler and from actual pressure die castings of housing cover blinds. Metallographic sections were etched with 4% aqueous solution of HF and examined at a magnification adjusted to the size of microstructural elements occurring in each group of castings. The magnification of 200× was selected for castings made in a TDA sampler, and 1000× for pressure die castings. For examinations of the casting microstructure, a metallurgical Nikon Eclipse MA200 microscope was used.

3. Wyniki badań

Na rysunku 3 przedstawiono krzywe ATD siluminu 226.

3. Results

Figure 3 shows the TDA curves of base silumin 226.



Rys. 3. Krzywe ATD siluminu 226

Fig. 3. TDA curves of the base silumin 226

Proces krystalizacji siluminu rozpoczyna się od utworzenia dendrytów fazy α. Na krzywej derywacyjnej efekt cieplny tego procesu opisany jest punktami AB (punkt B, rys. 3, tabela 4(a,b). Na krzywej derywacyjnej nie zarejestrowano pierwszego punktu przegięcia charakterystycznego dla początku procesu krystalizacji. Jest to związane z koniecznością utrzymania stałej, stosunkowo niskiej temperatury w piecu podgrzewczym, w związku z tym maksymalna temperatura zarejestrowana przez termoelement również była niska. W temperaturze 571°C (punkt B, rys. 3, tabela 4a) rozpoczyna się krystalizacja eutektyki potrójnej (α + $Al_9Fe_3Si_2$ + β). Temperatura końca krystalizacji eutektyki wynosi 496°C (punkt F, rys. 3, tab. 4a). Z ostatnich porcji ciekłego siluminu krystalizuje eutektyka poczwórna (α + Al_2Cu + AlSiFeCuMgMnNi + β). Efekt ten opisany jest punktami FGH. Krystalizacja siluminu kończy się w temperaturze 475°C (punkt H).

Rysunek 4 przedstawia krzywe ATD siluminu zawierającego około 0,5% W.

Z danych przedstawionych na rysunku 4 wynika, że na krzywej derywacyjnej występują analogiczne efekty cieplne jak w przypadku siluminu 226. Różnica sprowadza się do współrzędnych punktów charakterystycznych. Zestawienie temperatury oraz szybkości

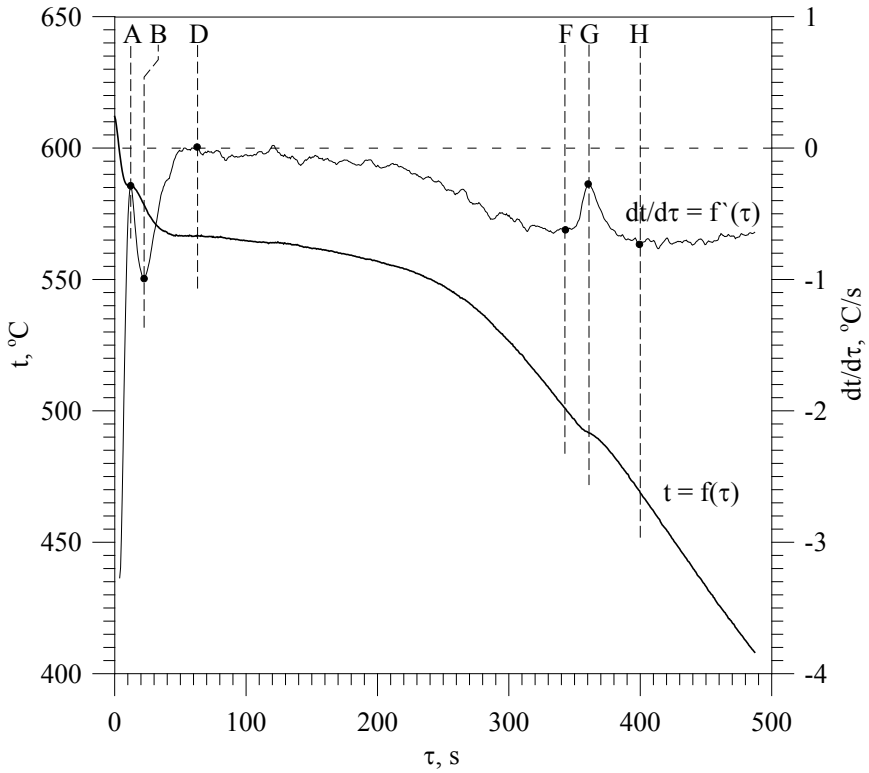
The silumin solidification process starts with the crystallization of α phase dendrites. On the derivative curve, the thermal effect of this process is described by points AB (point B, Fig. 3, Table 4 (a,b), but the first inflection point characteristic of the beginning of the solidification process is absent on this curve. The reason is the need to maintain a constant and relatively low temperature in the holding furnace, and hence also a low maximum temperature recorded by the thermocouple. The temperature of 571°C (point B, Fig. 3, Table 4a) is the starting point for the crystallization of a ternary eutectic (α + $Al_9Fe_3Si_2$ + β). The temperature of the end of the eutectic crystallization is 496°C (point F, Fig. 3, Tab. 4a). From the last fractions of the liquid silumin crystallizes the quaternary eutectic (α + Al_2Cu + AlSiFeCuMgMnNi + β). This effect is described by points FGH. The process of the silumin solidification ends at 475°C (point H).

Figure 4 shows TDA curves plotted for the silumin containing 0.5% W.

From the data in Figure 4 it follows that thermal effects present on the derivative curves are similar to those observed in base silumin 226. The difference is in the coordinates of the characteristic points. Temperature values and cooling rates at points characteristic of the base silumin and silumin containing 0.1−0.5% W

stygnięcia w punktach charakterystycznych dla siluminu niestopowego oraz zawierającego około 0,1−0,5% W pokazano w tabeli 4(a,b). Podczas krystalizacji eutektyki potrójnej (efekt cieplny BDF – rys. 3 i 4) w przypadku siluminu bez dodatku oraz z dodatkiem 0,3 i 0,5% W nie wystąpiła rekalescencja temperatury. W siluminach zawierających 0,1; 0,2 i 0,4% W rekalescencja temperatury miała miejsce, co spowodowało wystąpienie na krzywych ATD – obrazujących proces ich krystalizacji, dodatkowo punktów C i E. W punktach tych ma miejsce równowaga w zakresie wydzielania utajonego ciepła krystalizacji oraz ciepła oddawanego przez próbnik do otoczenia. Jest to przyczyną występowania w tabeli 4(a,b) punktów C i E, które nie zostały oznaczone na krzywych ATD przedstawionych na rysunkach 3 i 4.

are compared in Table 4 (a,b). During the crystallization of a ternary eutectic (the thermal effect at points BDF – Figs. 3 and 4), temperature recalescence did not occur in base silumin and in silumin with the addition of 0.3 and 0.5% W, but it was observed to occur in silumins containing 0.1; 0.2 and 0.4% W. The consequence was the appearance of additional points C and E on the TDA curves illustrating the solidification process of these silumins. These are the points where a balance exists in the volume of the released latent heat of crystallization and heat given off by the sampler to the environment. This caused the occurrence of points C and E in Table 4 (a,b), not marked on the TDA curves shown in Figures 3 and 4.



Rys. 4. Krzywe ATD siluminu zawierającego 0,5% W

Fig. 4. TDA curves of the silumin containing 0.5% W

Z analizy danych z tabeli 4 wynika, że dodatek wolframu powoduje podwyższenie temperatury w punkcie A. Jest to zgodne z danymi zawartymi na rysunku 1, zgodnie z którymi dodatek wolframu podwyższa temperaturę likwidus stopów Al.

Na rysunku 5 przedstawiono mikrostrukturę siluminu 226 uzyskaną w odlewie wykonanym w próbniku ATD.

Przedstawiona na rysunku 5 mikrostruktura siluminu 226 bez dodatku wolframu składa się z dendrytów krystalizującego pierwotnie z cieczy roztworu stałego α(Al), eutektyki potrójnej $\alpha + Al_9Fe_3Si_2 + \beta$ oraz eutektyki poczwórnej $\alpha + Al_2Cu$ + AlSiCuFeMgMnNi + β. Przedstawiona mikrostruktura jest zgodna z opisanym wcze-

The analysis of data in Table 4 shows that tungsten raises the temperature at point A. This is consistent with the data in Figure 1, which shows that the addition of tungsten raises the liquidus point of aluminum alloys.

Figure 5 shows the microstructure of the base silumin 226 cast in a TDA sampler.

The microstructure shown in Figure 5 obtained in base silumin 226 is composed of dendrites of an α(Al) solid solution crystallizing mainly from the liquid phase, and of a ternary $\alpha + \beta + Al_9Fe_3Si_2$ eutectic and a quaternary $\alpha + Al_2Cu$ + AlSiCuFeMgMnNi + β eutectic. This microstructure is consistent with the, described earlier and recorded on TDA curves, solidification process of

śniej, zarejestrowanym na krzywych ATD, procesem krystalizacji siluminu 226. Rysunek 6(a−e) przedstawia mikrostrukturę siluminu z dodatkiem wolframu uzyskaną w próbniku ATD.

silumin 226. Figure 6(a−e) shows the microstructure of silumin with tungsten additions cast in a TDA sampler.

Tabela 4(a,b). Zestawienie wartości temperatury (a) oraz szybkości stygnięcia (b) w punktach charakterystycznych dla siluminu 226 oraz z dodatkiem 0,1−0,5% W

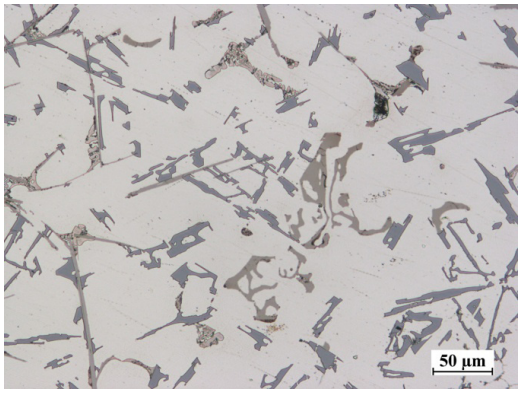
Table 4 (a,b). Temperature values (a) and cooling rates (b) compared at points characteristic of base silumin 226 and silumin containing 0.1−0.5% W

a)

Stężenie W, % wag. / Tungsten concentration, wt.%	Temperatura t, °C / Temperature t, °C							
	A	B	C	D	E	F	G	H
0,0	575	571	–	564	–	496	489	475
0,1	574	569	560	561	561	496	489	465
0,2	582	575	564	565	565	496	491	476
0,3	584	578	–	568	–	506	494	470
0,4	585	578	566	566	566	504	490	474
0,5	586	578	–	567	–	501	492	470

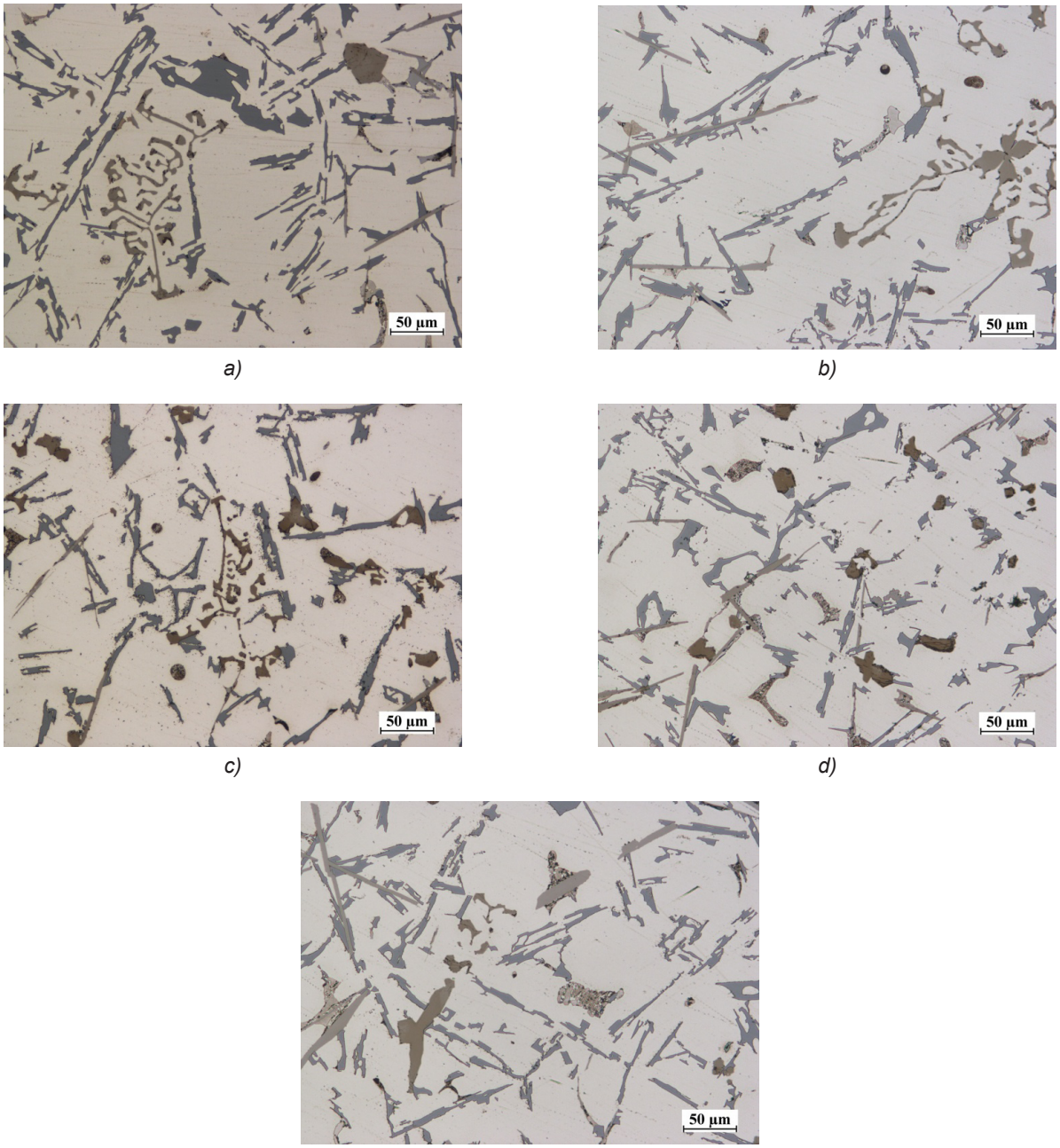
b)

Stężenie W, % wag. / Tungsten concentration, wt.%	dt/dτ, °C/s							
	A	B	C	D	E	F	G	H
0,0	-0,03	-0,80	–	-0,01	–	-0,65	-0,30	-0,73
0,1	-0,10	-0,98	0	0,05	0	-0,68	-0,29	-0,77
0,2	-0,17	-1,10	0	0,07	0	-0,63	-0,28	-0,72
0,3	-0,24	-0,95	–	-0,01	–	-0,69	-0,28	-0,79
0,4	-0,18	-0,85	0	0,05	0	-0,70	-0,33	-0,73
0,5	-0,29	-0,99	–	0,01	–	-0,62	-0,27	-0,73



Rys. 5. Mikrostruktura siluminu 226 uzyskana w odlewie wykonanym w próbniku ATD. Mikrostruktura: α; $\alpha + Al_9Fe_3Si_2 + \beta$; $\alpha + Al_2Cu + AlSiCuFeMgMnNi + \beta$

Fig. 5. Microstructure of base silumin 226 cast in a TDA sampler. The microstructure consists of: α; $\alpha + Al_9Fe_3Si_2 + \beta$; $\alpha + Al_2Cu + AlSiCuFeMgMnNi + \beta$



Rys. 6(a−e). Mikrostruktura odlewu z próbnika ATD wykonanego z badanego siluminu z dodatkiem wolframu w ilości: a) 0,1%, b) 0,2%, c) 0,3%, d) 0,4% i e) 0,5%.
Mikrostruktura: α; α + $Al_9Fe_3Si_2$ + β; α + Al_2Cu + AlSiCuFeMgMnNiW + β

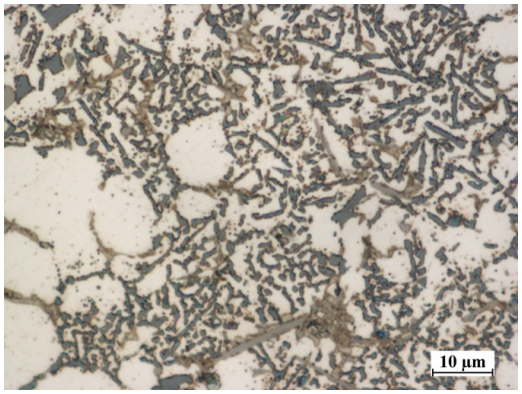
Fig. 6(a−e). Microstructure of silumin with tungsten additions in an amount of: a) 0.1%, b) 0.2%, c) 0.3%, d) 0.4% and e) 0.5% cast in a TDA sampler.
The microstructure consists of: α; α + $Al_9Fe_3Si_2$ + β; α + Al_2Cu + AlSiCuFeMgMnNiW + β

Z przedstawionych danych wynika, że wprowadzenie do badanego siluminu dodatku wolframu już w ilości 0,1% spowodowało wystąpienie w jego mikrostrukturze fazy niewystępującej w czystym siluminie 226. Faza ta posiada morfologię zbliżoną do ścianowej (rys. 6a). Zwiększenie dodatku W w zakresie 0,2−0,5% powoduje występowanie tej fazy w postaci bardziej rozwiniętej. Silumin 226 bez dodatku W krystalizujący w formie

The data shows that tungsten added to the silumin in an amount of even 0.1% causes the formation of a phase not found in the microstructure of the base silumin 226. This phase has a faceted morphology (Fig. 6a). Increasing the tungsten in a range of 0.2−0.5% makes this phase appear in a more developed form. The base silumin 226, i.e. without the addition of tungsten, solidifying in a die has the same phase structure

ciśnieniowej posiada analogiczną budowę fazową do czystego siluminu krystalizującego w próbniku ATD. Mikrostrukturę siluminu 226 uzyskaną w odlewie ciśnieniowym przedstawiono na rysunku 7.

as the base silumin solidifying in a TDA sampler. The microstructure of silumin 226 pressure die cast is shown in Figure 7.



Rys. 7. Mikrostruktura siluminu 226 uzyskana w odlewie ciśnieniowym. Mikrostruktura: α; $\alpha + Al_9Fe_3Si_2 + \beta$; $\alpha + Al_2Cu + AlSiCuFeMgMnNi + \beta$

Fig. 7. Microstructure of base silumin 226 pressure die cast. The microstructure consists of: α; $\alpha + Al_9Fe_3Si_2 + \beta$; $\alpha + Al_2Cu + AlSiCuFeMgMnNiW + \beta$

Z przedstawionych na rysunku 7 danych wynika znacznie większe rozdrobnienie mikrostruktury odlewu ciśnieniowego oraz mniejsza ilość wydzieleń faz międzymetalicznych $Al_9Fe_3Si_2$ i Al_2Cu w stosunku do odlewu z próbnika ATD. Obie te zmiany spowodowane są bardzo intensywnym odbieraniem ciepła z odlewu przez formę ciśnieniową. Duża szybkość odprowadzania ciepła powoduje zwiększenie szybkości zarodkowania i ilości zarodków faz powstających w badanym stopie oraz prowadzi do nierównowagowego przebiegu jego krystalizacji, a w konsekwencji – do przesycenia roztworu stałego α(Al) żelazem i miedzią. Mikrostrukturę odlewów ciśnieniowych z dodatkiem wolframu w ilości 0,1−0,5% wag. przedstawiono na rysunku 8(a−e).

Wprowadzenie do siluminu wolframu w ilości 0,1% (rys. 8a) nie spowodowało istotnych zmian mikrostruktury w stosunku do „czystego" siluminu 226. Zwiększenie stężenia wolframu w zakresie 0,2−0,5% – rysunek 8(b−e), powoduje występowanie w siluminie odlewanym ciśnieniowo dodatkowych faz, analogicznych jak miało to miejsce w siluminie odlewanym do próbnika ATD.

W tabeli 5 oraz na rysunku 9(a−c) przedstawiono wyniki badania podstawowych właściwości mechanicznych siluminu bazowego oraz siluminu z dodatkiem 0,1−0,5% W. W tabeli oprócz wartości zbadanych właściwości siluminów przedstawiono odchylenie standardowe „e" obliczone dla uzyskanych wyników.

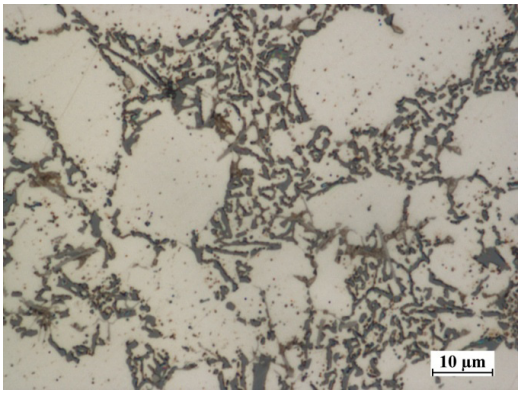
Z przedstawionych danych wynika, że bazowy silumin 226 charakteryzuje się wytrzymałością na rozciąganie R_m = 185 MPa, umowną granicą plastyczności $R_{p0,2}$ = 90 MPa, wydłużeniem względnym A = 2,4% oraz twardością 118 HB. Wprowadzenie dodatku wolframu do badanego siluminu może podwyższyć wszystkie te właściwości. Największy wzrost R_m = 222 MPa i $R_{p0,2}$

The images in Figure 7 show a much higher degree of microstructure refinement in the pressure die cast silumin with less precipitates of the of $Al_9Fe_3Si_2$ and Al_2Cu intermetallic phases compared to the casting made in a TDA sampler. Both these changes are due to a very intense heat transfer from the casting to the die. The high-speed of heat dissipation increases the nucleation rate and the number of nuclei of phases formed in the tested alloy, leading to a non-equilibrium course of solidification, and consequently – to supersaturation of the α(Al) solid solution with iron and copper. The microstructure of pressure die cast silumin with tungsten additions in an amount of 0.1−0.5 wt.% is shown in Figure 8(a−e).

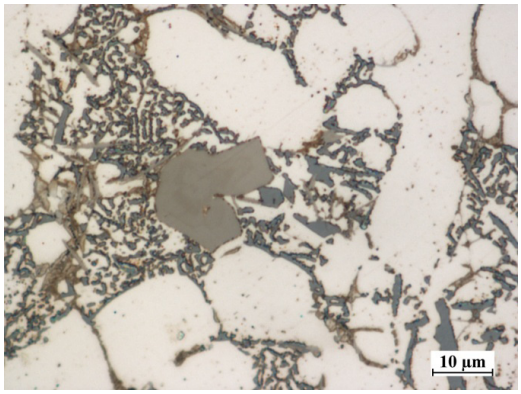
Compared to base silumin 226, the addition of 0.1% W introduced to the silumin (Fig. 8a) did not practically alter the alloy microstructure. With tungsten concentration raised in a range of 0.2−0.5% (Figure 8b−e), new phases appeared in the pressure die cast silumin, similar to the silumin cast in a TDA sampler.

Table 5 and Figure 9(a−c) show the results of mechanical tests conducted on base silumin and on silumin with the addition of 0.1−0.5% W. The table, besides the values of the properties of the examined silumins, also shows the standard deviation "e" calculated for the results obtained.

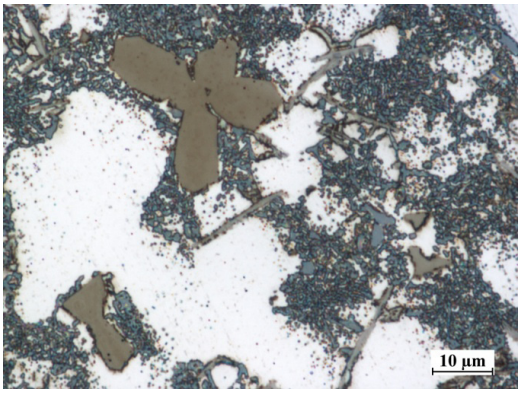
From the data it follows that base silumin 226 has the tensile strength R_m = 185 MPa, the yield strength $R_{p0.2}$ = 90 MPa, the unit elongation A = 2.4%, and the hardness of 118 HB. The addition of tungsten to the tested silumin can improve all these properties. The highest increase of up to R_m = 222 MPa and $R_{p0.2}$ = 113 MPa was achieved after adding 0.3% W to the silumin. Compared to base silumin, this is an increase of



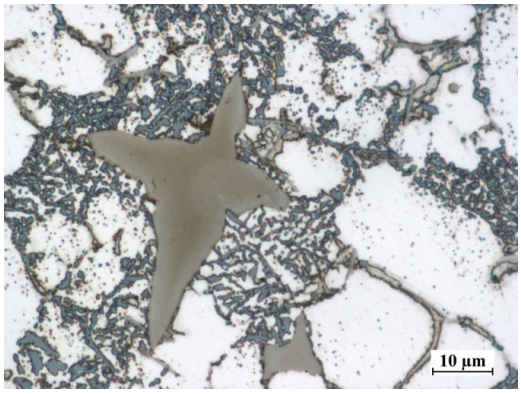
a)



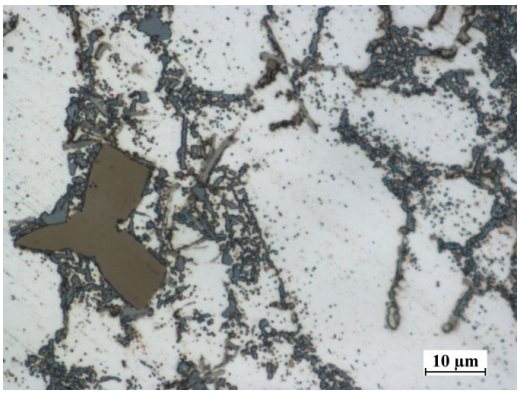
b)



c)



d)



e)

Rys. 8(a−e). Mikrostruktura odlewu ciśnieniowego wykonanego z badanego siluminu z dodatkiem wolframu w ilości: a) 0,1%; b) 0,2%; c) 0,3%; d) 0,4% i e) 0,5%. Mikrostruktura: α; α + Al9Fe3Si2 + β; α + Al_2Cu + AlSiCuFeMgMnNiW + β

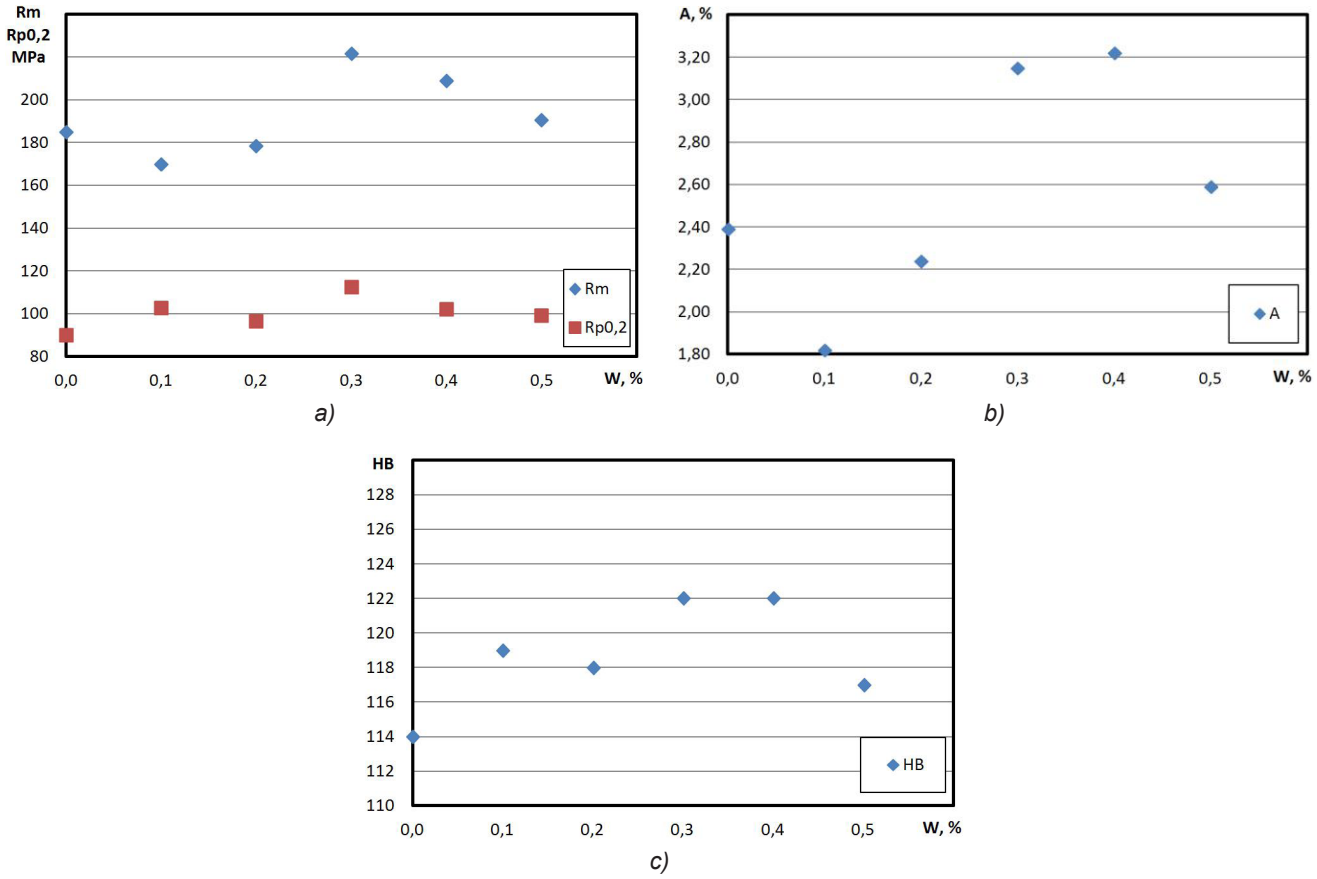
Fig. 8(a−e). Microstructure of pressure die cast silumin with tungsten additions in an amount of: a) 0.1%; b) 0.2%; c) 0.3%; d) 0.4% i e) 0.5%. The microstructure consists of: α; α + Al9Fe3Si2 + β; α + Al_2Cu + AlSiCuFeMgMnNiW + β

= 113 MPa uzyskano po wprowadzeniu do siluminu 0,3% W. Jest to wzrost odpowiednio o 20% i 26% w stosunku do siluminu bazowego. Największe wartości A = 3,2% oraz 122 HB uzyskano dla stężenia wolframu 0,3% i 0,4%, co w ujęciu względnym daje wzrost wydłużenia A o 33% oraz twardości HB o 3,4% w stosunku do siluminu bazowego.

20% and 26%, respectively. The highest values of A = 3.2% and 122 HB were obtained for tungsten concentrations of 0.3% and 0.4% which, compared to base silumin, in relative values gave an increase of elongation A by 33% and of hardness HB by 3.4%.

Tabela 5. Właściwości mechaniczne siluminu 226 bez dodatku i z dodatkiem W
Table 5. Mechanical properties of silumin 226 without and with the addition of W

Dodatek W, % wag. / Tungsten addition, wt.%	Właściwości wytrzymałościowe / Mechanical properties							
	R_m, MPa	e	$R_{p0,2}$, MPa	e	A, %	e	HB	e
0,0	185	9,7	90	7,4	2,4	0,33	118	1,5
0,1	170	13,7	103	4,0	1,8	0,33	119	1,0
0,2	179	12,4	96	3,9	2,2	0,15	114	0,5
0,3	222	13,2	113	6,7	3,2	0,62	122	3,0
0,4	209	16,7	102	2,1	3,2	0,72	122	0,5
0,5	191	6,8	99	5,3	2,6	0,34	117	2,0



Rys. 9(a−c). Właściwości mechaniczne siluminu 226 bez dodatku i z dodatkiem W
Fig. 9(a−c). Mechanical properties of silumin 226 without and with the addition of W

4. Wnioski

Z przedstawionych danych wynikają następujące wnioski.

1. Na krzywych ATD niezależnie od stężenia wolframu w siluminie występują trzy efekty cieplne pochodzące od krystalizacji kolejno: fazy α(Al) oraz eutektyk potrójnej i poczwórnej.

4. Conclusions

The collected data lead to the following conclusions:

1. On TDA curves, irrespective of the tungsten concentration in silumin, there are three thermal effects derived from the successive crystallization of α(Al) phase, ternary eutectic and quaternary eutectic.

2. W siluminach z dodatkiem wolframu zarówno w odlewach wykonanych w próbniku ATD, jak i ciśnieniowych krystalizują fazy o morfologii zbliżonej do ścianowej, które nie występowały w siluminie bazowym.

3. Dodatek wolframu może zwiększyć właściwości mechaniczne siluminu.

4. Najlepsze właściwości mechaniczne uzyskano dla dodatku 0,3−0,4% wag. W, dla którego miały one następujące wartości R_m = 209−222 MPa, $R_{p0,2}$ = 102−113 MPa i HB = 122 oraz A = 3,2%.

2. In tungsten-containing silumins, phases with a faceted morphology crystallized in samples made in a TDA sampler and diecast under pressure. This effect was not observed in base silumin.

3. The addition of tungsten can improve the mechanical properties of silumins.

4. The addition of 0.3−0.4 wt.% W gave the best results, yielding the mechanical properties of the following values R_m = 209−222 MPa, $R_{p0.2}$ = 102−113 MPa, HB = 122 and A = 3.2%.

Podziękowania

Pracę przedstawioną w artykule prowadzono w ramach projektu „Opracowanie nowych, wysokojakościowych gatunków stopów do odlewania pod ciśnieniem" realizowanego w latach 2013−2015, współfinansowanego z Europejskiego Funduszu Rozwoju Regionalnego w ramach Programu Operacyjnego Innowacyjna Gospodarka zgodnie z umową nr UDA-POIG.01.04.00-10-079/12.

Acknowledgements

The study presented in this article was carried out within the framework of the project entitled "The development of new, high-quality, alloy grades for casting under pressure" executed in the years 2013−2015, co-financed by the European Regional Development Fund under the Innovative Economy Operational Programme and contract number UDA-POIG.01.04.00-10-079/12.

Literatura/References

1. 47th Census of World Casting Production. *Mod. Cast.*, December 2013, 18−23.
2. Piątkowski, J. (2013). Influence of overheating temperature on the shape of primary silicon crystals in hypereutectic Al-Si cast alloy. *Solid State Phenom.*, *203−204*, 417−422.
3. Piątkowski, J., Gajdzik, B. (2013). Testing phase changes in Al-Si cast alloys with application of thermal analysis and differential calorimetric analysis. *Metalurgija*, *52*(4), 469−472.
4. Piątkowski, J., Jabłońska, M. (2014). Analysis of material reliability of AlSi17Cu5 alloy using statistical Weibull distribution. *Metalurgija*, *53*(4), 617−620.
5. Pietrowski, S., Władysiak, R., Pisarek, B. (1998). Silumin okołoeutektyczny z dodatkami Cr, Mo, W i Co. *Krzepnięcie Metali i Stopów*, *13*, 103−108.
6. Binczyk, F., Piątkowski, J. (2003). Krystalizacja siluminu AlSi17 z dodatkiem Cr, Co i Ti. *Archiwum Odlewnictwa*, *3*(9), 39−44.
7. Sahoo, K.L., Pathak, B.N. (2009). Solidification behaviour, microstructure and mechanical properties of high Fe-containing Al–Si–V alloys. *J. Mater. Process. Tech.*, *209*(2), 798−804.
8. Sahoo, K.L., Das, S.K., Murty B.S. (2003). Formation of novel microstructures in conventionally cast Al-Fe-V-Si alloys. *Mater. Sci. Eng.*, *A355*, 193−200.
9. Alloy Phase Diagrams. *ASM Handbook*, *3*, 1992.
10. Pietrowski, S., Pisarek, B., Władysiak, R., Gumienny, G., Szymczak, T. (2009). TDA curves of metals alloys and the control of their quality. [In:] ed. J. Szajnar, *Postępy Teorii i Praktyki Odlewniczej*, Katowice – Gliwice, PAN, 345−377.
11. Pisarek, B.P. (2013). Model of Cu-Al-Fe-Ni Bronze Crystalization. *Arch. Foundry Eng.*, *13*(3), 72−79.
12. Rapiejko, C., Pisarek, B., Czekaj, E., Pacyniak, T. (2014). Analysis of the Crystallization of AZ91 Alloy by Thermal and Derivative Analysis Method Intensively Cooled in Ceramic Shell. *Arch. Foundry Eng.*, *14*(1), 97−102.
13. Kacprzyk, B., Szymczak, T., Gumienny, G., Klimek, L. (2013). Effect of the Remelting on Transformations in Co-Cr-Mo Prosthetics Alloy. *Arch. Foundry Eng.*, *13*(3), 47−50.
14. PN-EN 1706:2011 Aluminium i stopy aluminium. Odlewy. Skład chemiczny i własności mechaniczne.