

Politechnika Poznańska
Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania

ZAŁĄCZNIK NR 2

AUTOREFERAT

**przedstawiający opis dorobku, osiągnięć
naukowych w szczególności określonych w
art. 16 ust. 2 ustawy
(wersja w języku polskim)**

Dr inż. Piotr Mikołajczak

Poznań 2018

Spis treści

1. Imię i nazwisko
2. Posiadane dyplomy i stopnie naukowe, z podaniem nazwy, miejsca i roku ich uzyskania oraz tytułu rozprawy doktorskiej
3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych
4. Wskazanie osiągnięcia naukowego stanowiącego podstawę postępowania habilitacyjnego
 - 4.A. Wskazanie osiągnięcia
 - 4.B. Wykaz jednotematycznych artykułów naukowych stanowiących podstawę postępowania habilitacyjnego (*Impact Factor wg bazy JCR, udział procentowy habilitanta*)
 - 4.C. Omówienie celu naukowego i wyników prac opisane w jednotematycznym cyklu publikacji stanowiącym osiągnięcie naukowe zgłoszone do postępowania habilitacyjnego
 - 4.C.1. Wprowadzenie
 - 4.C.2. Fazy międzymetaliczne żelaza w stopach AISi
 - 4.C.3. Cel naukowy, koncepcja i etapy badawcze
 - 4.C.4. Metodyka badań
 - 4.C.5. Omówienie osiągniętych wyników prac
 - 4.C.6. Podsumowanie - najważniejsze osiągnięcia i elementy nowości naukowej
 - 4.C.7. Finansowanie badań do jednotematycznego cyklu publikacji
 - 4.C.8. Literatura cytowana w omówieniu osiągniętych wyników prac
5. Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo-badawczych (nie zawartych w pkt. 4)
 - 5.1. Osiągnięcia naukowo-badawcze nie uwzględnione w jednotematycznym spisie publikacji w pkt. 4.B
 - 5.2. Kierowanie projektami badawczymi oraz udział w takich projektach
 - 5.3. Prezentacja wykładów i komunikatów na międzynarodowych i krajowych konferencjach naukowych
 - 5.4. Informacje o odbytych szkoleniach oraz stażach w zagranicznych lub krajowych ośrodkach naukowych lub akademickich
 - 5.5. Informacje o współpracy z instytucjami, organizacjami naukowymi w kraju i za granicą oraz jednostkami przemysłowymi
 - 5.6. Informacje o osiągnięciach dydaktycznych i w zakresie popularyzacji nauki
 - 5.7. Wykonane ekspertyzy i inne opracowania na zamówienie
 - 5.8. Recenzowanie publikacji w czasopismach międzynarodowych i krajowych
 - 5.9. Międzynarodowe i krajowe nagrody za działalność naukową i artystyczną
 - 5.10. Udział w komitetach organizacyjnych konferencji naukowych i komisjach
 - 5.11. Wskaźniki dorobku naukowego

1. Imię i nazwisko: **Piotr Robert Mikołajczak**

Data urodzenia: 15 marca 1973 r.

Miejsce urodzenia: Śrem, woj. wielkopolskie

2. Posiadane dyplomy i stopnie naukowe z podaniem nazwy, miejsca i roku ich uzyskania oraz tytuł rozprawy doktorskiej

Tytuł magistra inżyniera – rok 1997, studia dzienne magisterskie 1992-1997, Wydział Budowy Maszyn, kierunek Mechanika i Budowa Maszyn, Politechnika Poznańska w Poznaniu.

Tytuł pracy dyplomowej „Parametry gradientowe w post-processingu kodów symulacji krzepnięcia a jakość odlewów”.

Promotor: dr hab. inż. Zenon Ignaszak, prof. nadzw. Politechniki Poznańskiej,

Recenzent: dr inż. Mieczysław Hajkowski.

Studia doktoranckie – dyscyplina naukowa: Budowa i eksploatacja maszyn, **1997-2001**, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej w Poznaniu.

Stopień doktora nauk technicznych – rok 2003, dziedzina nauk technicznych, dyscyplina budowa i eksploatacja maszyn, specjalność budowa i eksploatacja maszyn, nadany uchwałą Rady Wydziału Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej w Poznaniu w dniu 4 lipca 2003 r.

Tytuł pracy doktorskiej „Prognozowanie jakości odlewów za pomocą komputerowych systemów symulacyjnych”. Obrona odbyła się 23.06.2003 r.

Promotor: dr hab. inż. Zenon Ignaszak, prof. nadzw. Politechniki Poznańskiej,

Recenzenci: prof. dr inż. Józef Gawroński z Politechniki Śląskiej w Gliwicach, prof. dr hab. inż. Michał Szweyger, prof. zw. Politechniki Poznańskiej.

3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych

Po ukończeniu studiów magisterskich w 1997 r. zostałem zatrudniony na stanowisku asystenta na okres 1 roku, a od 1 listopada 1998 r. na czas nieokreślony w Zakładzie Odlewnictwa na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej. Od 1 października 2003 r. do chwili obecnej pracuję na stanowisku adiunkta w Zakładzie Odlewnictwa w Instytucie Technologii Materiałów Politechniki Poznańskiej. W latach 2009-2012, podczas urlopu naukowego bezpłatnego pracowałem w Institute of Materials Physics in Space w German Aerospace Center w Kolonii, w Niemczech.

Miejsce zatrudnienia: na stanowisku adiunkt, Politechnika Poznańska, Instytut Technologii Materiałów, Zakład Odlewnictwa, Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania, Pl. Marii Skłodowskiej – Curie 5, 60-965 Poznań

Historia zatrudnienia:

1997.11.01 – 1998.10.31 asystent na rok
Zakład Odlewnictwa, Instytut Technologii Materiałów,
Politechnika Poznańska,

1998.11.01 – 2003.09.30 asystent
Zakład Odlewnictwa, Instytut Technologii Materiałów,
Politechnika Poznańska,

2003.10.01 – 2009.06.30	adiunkt Zakład Odlewnictwa, Instytut Technologii Materiałów, Politechnika Poznańska,
2009.07.01 – 2012.06.30	urlop naukowy bezpłatny w Politechnice Poznańskiej,
2009.09.15 – 2011.09.14	naukowiec stypendysta, Institute of Materials Physics in Space, German Aerospace Center DLR, Kolonia, Niemcy – stypendium finansowane w ramach europejskiego programu 7 th FP, Marie Curie Actions IEF,
2011.10.01 – 2012.05.31	naukowiec stypendysta Institute of Materials Physics in Space, German Aerospace Center DLR, Kolonia, Niemcy – stypendium finansowane w ramach DLR-DAAD Research Fellowship,
2012.07.01 – obecnie	adiunkt Zakład Odlewnictwa, Instytut Technologii Materiałów, Politechnika Poznańska.

4. Wskazanie osiągnięcia wynikającego z art. 16 ust. 2 ustawy z dnia 14 marca 2003r. o stopniach naukowych i tytule naukowym oraz o stopniach i tytule w zakresie sztuki (Dz. U. 2016 r. poz. 882 ze zm. Dz. U. z 2016 r. poz. 1311.)

4.A. Osiągnięciem naukowym stanowiącym podstawę postępowania habilitacyjnego jest jednotematyczny cykl publikacji zatytułowany:

„Krzepnięcie stopów AlSi z fazami międzymetalicznymi żelaza w warunkach konwekcji wymuszonej”

Cykl tworzy 13 publikacji [B1-B13] o spójnej tematyce wyszczególnionej w wykazie zamieszczonym w pkt. 4.B., których treść została przedstawiona w załączniku nr 4. Oświadczenia współautorów określające indywidualny wkład każdego z nich w powstanie publikacji zamieszczono w załączniku nr 5.

4.B. Wykaz jednotematycznych artykułów naukowych stanowiących podstawę postępowania habilitacyjnego (*Impact Factor wg JCR, udział procentowy habilitanta*)

- [B1]. **Piotr Mikołajczak (80%)**, Lorenz Ratke (20%),
Intermetallic phases and microstructure in AlSi alloys influenced by fluid flow. The Minerals, Metals and Materials Society TMS, May 2nd 2011, Wiley Online. DOI:10.1002/9781118062173.ch104. Online ISBN: 978111806217, <http://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/9781118062173.ch104/summary>
Punktacja **MNiSW: 10 pkt.** (mat. konf. Indeks. w WoS). Mój udział procentowy wynosi 80%.
Brałem udział w opracowaniu koncepcji badań, wykonałem stopy, krzepnące kierunkowo próbki, ocenę ich mikrostruktury, pomiary parametrów mikrostruktury i składu chemicznego EDX, rysunki i tabele, interpretowałem i opracowałem wyniki, uczestniczyłem w formułowaniu wniosków.

- [B2]. **Piotr Mikołajczak (80%)**, Lorenz Ratke (20%),
The role of fluid flow and intermetallic phases in the formation of the primary Al-phase in AlSi alloys. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, June 7th-10th 2011, IOP Publishing Ltd UK. Published 2012.
DOI: 10.1088/1757-899X/27/1/012024.
<http://iopscience.iop.org/1757-899X/27/1/012024>.
Punktacja **MNiSW: 10 pkt.** (mat. konf. Indeks. w WoS). Mój udział procentowy wynosi 80%.
Brałem udział w opracowaniu koncepcji badań, wykonałem stopy, krzepnące kierunkowo próbki, ocenę ich mikrostruktury, pomiary parametrów mikrostruktury i składu chemicznego EDX, rysunki, tabele i wykresy, interpretowałem i opracowałem wyniki, uczestniczyłem w formułowaniu wniosków.
- [B3]. **Piotr Mikołajczak (90%)**, Lorenz Ratke (10%),
X-Ray Tomography Investigation of Fe-rich Intermetallics in AlSi Alloys. Archives of Foundry Engineering AFE 2013, Vol 13; Issue 4; Strony 79-82. Numer DOI brak; ISSN 1897-3310.
<http://www.afe.polsl.pl/index.php/pl/magazine/show/107/volume-13-issue-4-october-december-2013>.
Punktacja **MNiSW: 15 pkt.** (lista B). Mój udział procentowy wynosi 90%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem stopy, krzepnące kierunkowo próbki, pomiary tomografem komputerowym X-Ray nanotom s, rekonstruowałem i oceniałem wyniki tomografii, wykonałem rysunki, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowałem wnioski, zredagowałem tekst.
- [B4]. **Piotr Mikołajczak (90%)**, Lorenz Ratke (10%),
The effect of stirring induced by rotating magnetic field on β -Al₅FeSi intermetallic phases during directional solidification in AlSi alloys. International Journal of Cast Metals Research IJCMR, Int. J. Cast Met. Res., 2013, vol. 26, pp. 339-353.
DOI: 10.1179/1743133613Y.0000000069
<https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1179/1743133613Y.0000000069>.
Impact Factor **IF = 0.509**. Punktacja **MNiSW: 25 pkt.** (lista A). Mój udział procentowy wynosi 90%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem stopy, krzepnące kierunkowo próbki, pomiary parametrów mikrostruktury i składu chemicznego EDX, rysunki, tabele i wykresy, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowałem wnioski, zredagowałem tekst.
- [B5]. **Piotr Mikołajczak (90%)**, Lorenz Ratke (10%),
Directional Solidification of AlSi Alloys with Fe Intermetallic Phases. Archives of Foundry Engineering AFE 2014, Vol. 14; Issue 1; Strony 75-78. Numer DOI brak; ISSN 1897-3310.
<http://www.afe.polsl.pl/index.php/pl/magazine/show/109/volume-14-issue-1-january-march-2014>.
Punktacja **MNiSW: 15 pkt.** (lista B). Mój udział procentowy wynosi 90%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem analizę kalibracji urządzenia Artemis i przedstawiłem propozycję współczynnika M, opracowałem wyniki badań mikrostruktury, rysunki, i wykresy, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowałem wnioski, zredagowałem tekst.

- [B6]. **Piotr Mikołajczak (90%)**, Lorenz Ratke (10%),
Three Dimensional Morphology of Mn Rich Intermetallics in AlSi Alloys Investigated with X-Ray Tomography. Materials Science Forum - Solidification and Gravity SolGrav VI. 2014, Vol. 790-791, pp. 335-340.
DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.790-791.335.
<http://www.scientific.net/MSF.790-791.335>.
Punktacja **MNiSW: brak**. Mój udział procentowy wynosi 90%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem stopy, krzepnące kierunkowo próbki, pomiary tomografem komputerowym X-Ray nanotom s, rekonstruowałem i oceniałem wyniki tomografii, wykonałem rysunki, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowalem wnioski, zredagowałem tekst.
- [B7]. **Piotr Mikołajczak (90%)**, Lorenz Ratke (10%),
Effect of Contact Gap in Directional Solidification of AlSiFe Alloys. Archives of Foundry Engineering AFE 2014, Vol 14; Special Issue 3; Strony 41-44. Numer DOI brak, ISSN 1897-3310.
<http://www.afe.polsl.pl/index.php/pl/magazine/show/116/volume-14-special-issue-3-2014>.
Punktacja **MNiSW: 15 pkt.** (lista B). Mój udział procentowy wynosi 90%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem analizę efektu szczeliny pomiędzy próbką a elementami grzejnymi w Artemis, symulację krzepnięcia w programie ProCast, opracowałem wyniki badań mikrostruktury, rysunki, i wykresy, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowalem wnioski, zredagowałem tekst.
- [B8]. **Piotr Mikołajczak (90%)**, Lorenz Ratke (10%),
Three Dimensional Morphology of β -Al₅FeSi Intermetallics in AlSi Alloys. Archives of Foundry Engineering AFE 2015, Vol. 15; Issue 1; Strony 47-50. Numer DOI brak; ISSN 1897-3310,
<http://www.afe.polsl.pl/index.php/pl/magazine/show/113/volume-15-issue-1-january-march-2015>.
Punktacja **MNiSW: 15 pkt.** (lista B). Mój udział procentowy wynosi 90%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem stopy, krzepnące kierunkowo próbki, pomiary tomografem komputerowym X-Ray nanotom s, rekonstruowałem i oceniałem wyniki tomografii, wykonałem rysunki, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowalem wnioski, zredagowałem tekst.
- [B9]. **Piotr Mikołajczak (90%)**, Lorenz Ratke (10%),
Interplay Between Melt Flow and the 3D Distribution and Morphology of Fe-Rich Phases in AlSi Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, March 2015, Volume 46A; Issue 3, pp 1312-1327.
DOI: 10.1007/s11661-014-2692-4. ISSN: 1073-5623 (print version), Online ISSN 1543-1940.
<http://link.springer.com/article/10.1007/s11661-014-2692-4>.
Impact Factor **IF = 1.749**. Punktacja **MNiSW: 35 pkt.** (lista A). Mój udział procentowy wynosi 90%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem stopy, krzepnące kierunkowo próbki, opracowałem wyniki badań mikrostruktury, wykresy równowagi fazowej, pomiary tomografem komputerowym X-Ray nanotom s, rekonstruowałem i oceniałem wyniki tomografii, wykonałem rysunki, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowalem wnioski, zredagowałem tekst.

- [B10]. **Piotr Mikołajczak (90%)**, Lorenz Ratke (10%),
Thermodynamic Assessment of Mushy Zone in Directional Solidification. Archives of Foundry Engineering AFE 2015, Vol. 15; Issue 4/2015; Strony 101-109. Numer DOI brak; ISSN 1897-3310.
<http://www.afe.polsl.pl/index.php/pl/magazine/show/123/volume-15-issue-4-october-december-2015>.
Punktacja **MNiSW: 15 pkt.** (lista B). Mój udział procentowy wynosi 90%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem pomiary składu chemicznego EDX, obliczenia układów równowagi fazowej metodą Calphad, ścieżki krzepnięcia, wykresy ułamków masowych faz, opracowałem nową metodykę prognozowania frontu krystalizacji w krzepnięciu kierunkowym, wykonałem mapy frontu i rysunki, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowałem wnioski, zredagowałem tekst.
- [B11]. **Piotr Mikołajczak (100%)**,
Microstructural evolution in AlMgSi alloys during solidification under electromagnetic stirring. Metals 2017, 7, 89.
DOI: 10.3390/met7030089. <http://www.mdpi.com/2075-4701/7/3/89>.
Impact Factor **IF = 1.984**. Punktacja **MNiSW: 30 pkt.** (lista A). Mój udział procentowy wynosi 100%.
Opracowałem całość publikacji, koncepcję badań, eksperymenty i obliczenia, formułowanie wniosków i redagowanie tekstu.
- [B12]. **Piotr Mikołajczak (80%)**, Amber Genau (10%), Lorenz Ratke (10%),
Mushy Zone Morphology Calculation with Application of CALPHAD Technique. Metals 2017, 7, 363.
DOI: 10.3390/met7090363. <http://www.mdpi.com/2075-4701/7/9/363>.
Impact Factor **IF = 1.984**. Punktacja **MNiSW: 30 pkt.** (lista A). Mój udział procentowy wynosi 80%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem pomiary składu chemicznego EDX, obliczenia układów równowagi fazowej metodą Calphad, ścieżki krzepnięcia, wykresy ułamków masowych faz, opracowałem nową metodykę prognozowania frontu w krzepnięciu kierunkowym, wykonałem mapy frontu i rysunki, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowałem wnioski, zredagowałem tekst.
- [B13]. **Piotr Mikołajczak (70%)**, Amber Genau (10%), Jerzy Janiszewski (10%), Lorenz Ratke (10%),
Thermo-Calc Prediction of Mushy Zone in AlSiFeMn Alloys. Metals 2017, 7, 506.
DOI: 10.3390/met7110506. <http://www.mdpi.com/2075-4701/7/11/506>.
Impact Factor **IF = 1.984**. Punktacja **MNiSW: 30 pkt.** (lista A). Mój udział procentowy wynosi 70%.
Opracowałem koncepcję badań, wykonałem pomiary składu chemicznego EDX, obliczenia układów równowagi fazowej metodą Calphad, ścieżki krzepnięcia, wykresy ułamków masowych faz, opracowałem nową metodykę prognozowania frontu w krzepnięciu kierunkowym, wykonałem mapy frontu i rysunki, interpretowałem i opracowałem wyniki, sformułowałem wnioski, zredagowałem tekst.

We wszystkich powyżej wymienionych publikacjach [B1-B13] byłem autorem lub współautorem koncepcji badań, ustalałem zakres badań doświadczalnych i numerycznych, a najczęściej przeważającą część prac eksperymentalnych, obliczeniowych i pisanie artykułów wykonywałem samodzielnie. Mój udział procentowy we wszystkich publikacjach jest w zakresie od 70 do 100% i średnio wynosi 86%.

Spis jednotematycznych publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe [B1-B13], z uwzględnieniem czasopism w bazie JCR wraz z Impact Factor (IF) i punktacją MNiSW przedstawiono w tabeli nr 1. Punktację w tabeli podano na podstawie analizy dorobku wykonanej przez Bibliotekę Politechniki Poznańskiej (Załącznik nr 9).

Tabela 1. Spis tabelaryczny jednotematycznych publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe (czasopisma w bazie JCR wraz Impact Factor i punktacją MNiSW).

Nr	Publikacja/Czasopismo	Rok wydania	Impact Factor (zgodnie z rokiem publikacji)	Punktacja MNiSW
B1	Piotr Mikołajczak (80%) , Lorenz Ratke (20%), Intermetallic phases and microstructure in AlSi alloys influenced by fluid flow. The Minerals, Metals and Materials Society TMS , May 2nd 2011, Wiley Online	2011	-	10
B2	Piotr Mikołajczak (80%) , Lorenz Ratke (20%), The role of fluid flow and intermetallic phases in the formation of the primary Al-phase in AlSi alloys. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering , June 7th-10th 2011, IOP Publishing Ltd UK. Published 2012.	2012	-	10
B3	Piotr Mikołajczak (90%) , Lorenz Ratke (10%), X-Ray Tomography Investigation of Fe-rich Intermetallics in AlSi Alloys. Archives of Foundry Engineering AFE 2013, Vol 13; Issue 4; Strony 79-82.	2013	-	B15
B4	Piotr Mikołajczak (90%) , Lorenz Ratke (10%), The effect of stirring induced by rotating magnetic field on β -Al ₅ FeSi intermetallic phases during directional solidification in AlSi alloys. International Journal of Cast Metals Research IJCMR , Int. J. Cast Met. Res., 2013, vol. 26, pp. 339-353.	2013	0.509	A25
B5	Piotr Mikołajczak (90%) , Lorenz Ratke (10%), Directional Solidification of AlSi Alloys with Fe Intermetallic Phases. Archives of Foundry Engineering AFE 2014, Vol. 14; Issue 1; Strony 75-78.	2014	-	B15
B6	Piotr Mikołajczak (90%) , Lorenz Ratke (10%), Three Dimensional Morphology of Mn Rich Intermetallics in AlSi Alloys Investigated with X-Ray Tomography. Materials Science Forum - Solidification and Gravity SolGrav VI . 2014, Vol. 790-791, pp. 335-340.	2014	-	-
B7	Piotr Mikołajczak (90%) , Lorenz Ratke (10%), Effect of Contact Gap in Directional Solidification of AlSiFe Alloys. Archives of Foundry Engineering AFE 2014, Vol 14; Special Issue 3; Strony 41-44.	2014	-	B15

B8	Piotr Mikołajczak (90%) , Lorenz Ratke (10%), Three Dimensional Morphology of β -Al ₅ FeSi Intermetallics in AlSi Alloys. Archives of Foundry Engineering AFE 2015, Vol. 15; Issue 1; Strony 47-50.	2015	-	B15
B9	Piotr Mikołajczak (90%) , Lorenz Ratke (10%), Interplay Between Melt Flow and the 3D Distribution and Morphology of Fe-Rich Phases in AlSi Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A , March 2015, Volume 46A; Issue 3, pp 1312-1327.	2015	1.749	A35
B10	Piotr Mikołajczak (90%) , Lorenz Ratke (10%), Thermodynamic Assessment of Mushy Zone in Directional Solidification. Archives of Foundry Engineering AFE 2015, Vol. 15; Issue 4/2015; Strony 101-109.	2015	-	B15
B11	Piotr Mikołajczak (100%) , Microstructural evolution in AlMgSi Alloys during solidification under electromagnetic stirring. Metals 2017, 7, 89.	2017	1.984	A30
B12	Piotr Mikołajczak (80%) , Amber Genau (10%), Lorenz Ratke (10%), Mushy Zone Morphology Calculation with Application of CALPHAD Technique. Metals 2017, 7, 363.	2017	1.984	A30
B13	Piotr Mikołajczak (70%) , Amber Genau (10%), Jerzy Janiszewski (10%), Lorenz Ratke (10%), Thermo-Calc Prediction of Mushy Zone in AlSiFeMn Alloys. Metals 2017, 7, 506.	2017	1.984	A30
	Suma (Impact Factor oraz punktów MNiSW)	-	8.21	245

4.C. Omówienie celu naukowego i wyników prac w jednotematycznym cyklu publikacji stanowiącym osiągnięcie naukowe zgłoszone do postępowania habilitacyjnego

4.C.1. Wprowadzenie

Odlewnictwo jest techniką wytwarzania wyrobów metalowych, odlewów, polegającą na nadaniu im kształtów, wymiarów i struktury za pomocą doprowadzenia stopu do stanu ciekłego, wypełnienia nim formy odlewniczej i doprowadzenia do zakrzepnięcia. Odlewane stopy to m.in. żeliwa, staliwa i brązy, a formy można wykonywać jako jednorazowe z mas formierskich lub jako formy trwałe.

W odlewnictwie znaczącą część produkcji stanowią **odlewy ze stopów aluminium** ze względu na dobrą lejność, korzystny stosunek wytrzymałości do masy, niski współczynnik rozszerzalności cieplnej, dobrą odporność korozyjną, niższą temperaturę topnienia niż stopy żelaza czyli niższe nakłady energii w przypadku recyklingu. Stopy

aluminium znajdują zastosowanie w m.in. w motoryzacji, lotnictwie, budownictwie i produkcji opakowań.

Odlewnicze stopy aluminium z krzemem, siluminy zostały sklasyfikowane na pod, około i nadeutektyczne. W siluminach podeutektycznych charakterystyczne są wydzielenia dendrytów, fazy α -Al, natomiast w nadeutektycznych wydzielenia krzemu. Struktura siluminów podeutektycznych składa z dendrytów fazy α -Al oraz eutektyki aluminiowo-krzemowej rozmieszczonej pomiędzy dendrytami i jest determinowana składem chemicznym, warunkami topienia i krzepnięcia, obróbką cieplną. Struktura siluminów może być scharakteryzowana szeregiem parametrów jak wielkość ziarna, odległości między pierwszorzędowymi i drugorzędowymi ramionami dendrytów, wielkością i rozmieszczeniem wydzieleni faz wtórnych oraz makro- i mikro-porowatości. Popularne stopy odlewnicze to np. AK7, zawierające 7% krzemu, ponadto AK9, AK12.

Stopy można wytwarzać z aluminium technicznego i dodatków stopowych ale korzystniejsze ekonomicznie jest stosowanie **recyklingu złomu aluminiowego**. W fazie użytkowej wyrobów (np. maszyny, samochody) oraz na etapie selekcji złomu, części ze stopów aluminium współwystępują z wyrobami stalowymi, żeliwnymi i innymi. W praktyce odlewniczej znaczenie ma również stosowanie narzędzi stalowych przy topieniu i odlewaniu. Na etapie przerabiania jedynie złomu aluminiowego, recyklingowi poddawane są stopy odlewnicze wraz ze stopami do obróbki plastycznej, czyli różniące się składem chemicznym. W wyniku wielokrotnego recyklingu siluminów może następować akumulacja i wzrost zawartości żelaza w stopach. Powtórne zastosowanie aluminium, **recykling prowadzi do wzrostu zawartości składników stopowych, m.in żelaza**.

Struktura siluminów podeutektycznych składa z dendrytów fazy α -Al oraz eutektyki aluminiowo-krzemowej. Siluminy prócz aluminium i krzemu zawierają w mniejszej ilości magnez, miedź, żelazo, mangan, nikiel, cynk i inne, a ich obecność komplikuje mikrostrukturę i proces jej powstawania. **W stopach wieloskładnikowych proces powstawania struktury komplikuje się i prowadzi do powstawania różnorodnych wydzieleni**. Wówczas na mikrostrukturach prócz dendrytów i eutektyki widoczne są w mniejszej ilości wydzielenia współtworzone przez te dodatki stopowe, np. **fazy międzymetaliczne** zawierające pierwiastki metaliczne i niemetaliczne.

W wyniku wielokrotnego recyklingu siluminów następuje akumulacja i wzrost zawartości żelaza w stopach. **W siluminach obecność żelaza powoduje powstawanie faz międzymetalicznych** (ang. intermetallic phases IMP lub intermetallics) różniących się składem chemicznym, wielkością i kształtem.

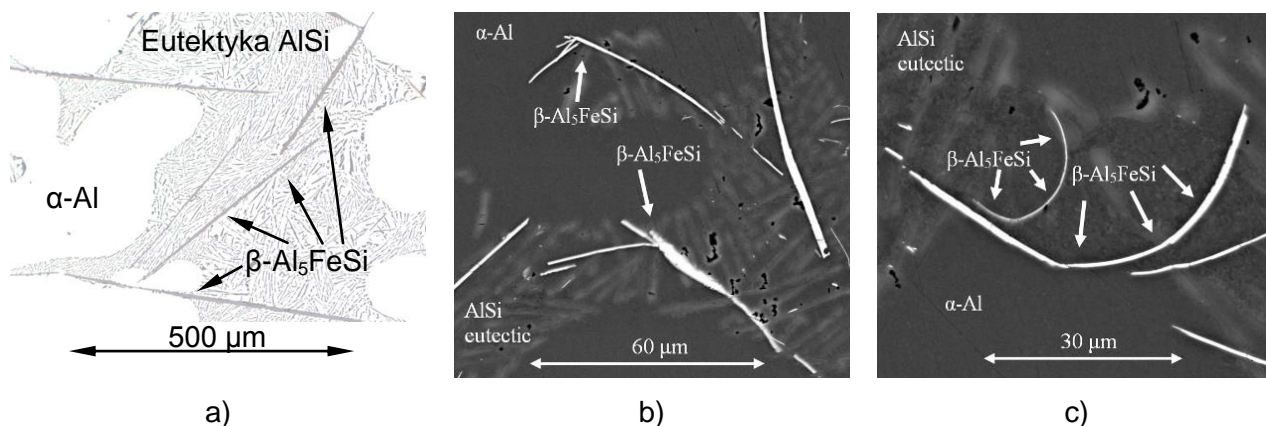
4.C.2. Fazy międzymetaliczne żelaza w stopach AISi

Powstawanie faz międzymetalicznych żelaza [1-3] jest spowodowane bardzo małą rozpuszczalnością tego pierwiastka w α -Al (maks. 0.05 %). Wydzielenia te scharakteryzowane są poprzez strukturę, kształt i skład chemiczny, warunki zarodkowania, krystalizacji i wzrostu. Powstawanie poszczególnych faz może przebiegać w reakcji eutektycznej lub perytektycznej, a wydzielenia mogą przyjmować kształt igieł, kanciasty, płytowy, blokowy, wyglądające jak chińskie pismo lub dendrytyczne oraz występować w obszarze międzydendrytycznym lub wewnątrz dendrytów α -Al. Najwcześniejsze badania mikroskopowe donosiły o szerokiej różnorodności wydzieleni AlFeSi, które sklasyfikowano na podstawie morfologii w trzech grupach: **kryształy wielościenne** (ang. polyhedral crystals), **chińskie pismo** (ang. Chinese script) oraz **cienkie płyty lub igły** (ang. needles, platelets). Większość tych faz równowagowych

występujących przy niskiej szybkości chłodzenia w niskostopowych stopach AlSi scharakteryzowano [1-4] jako θ -Al₃Fe, α -Al₈Fe₂Si, β -Al₅FeSi, α -Al₁₂Fe₃Si₂, δ -Al₄Si₂Fe [5], ponadto fazy metastabilne jako Al₆Fe and α -Al₂₀Fe₅Si₂. Przebadane składy chemiczne wydzieliń mogą się różnić w obrębie wyspecyfikowanej fazy, np. dla Al₆Fe zmierzono zawartość pierwiastków w zakresie 73.16-73.44 %Al, 1.49-1.76 %Si, 25.92-27.04 %Fe o stechiometrii Al_{6.05}FeSi_{0.114}, natomiast dla α -AlFeSi w zakresie 59.46-74.48 %Al, 6.87-9.34 %Si, 23.88-30.75 %Fe o stechiometrii Al_{9.1}Fe₂Si_{0.87}, a dla β -AlFeSi w zakresie 55.27-63.52 %Al, 13.06-15.25 %Si, 26.41-26.99 %Fe o stechiometrii Al_{4.20}FeSi_{1.13} [4]. W stopach AlSi najczęściej występującymi wydzieleniami międzymetalicznymi żelaza są fazy β -Al₅FeSi (oznaczane również β , β -AlFeSi) i α -Al₈Fe₂Si (α , α -AlFeSi).

W najbardziej rozpowszechnionych stopach AlSi obecność żelaza ma negatywny wpływ na właściwości stopów w wyniku powstawania twardej łamliwej i podłużnej fazy β -Al₅FeSi (Rys. 1).

W stopach Al-Cu obecność żelaza ma negatywny wpływ na ciągliwość, wytrzymałość doraźną i zmęczeniową [6]. Powstawanie łamliwej fazy Cu₂FeAl₇ wywołuje wzrost naprężeń podobnie jak faza β -Al₅FeSi oraz redukuje efektywną zawartość Cu w stopach. Pomimo, że możliwe jest rozpuszczanie wydzieliń Cu₂FeAl₇ na drodze obróbki cieplnej to i tak miedź zaangażowana w ich tworzenie redukuje zdolność do umacniania stopu. Dla stopów Al-Mg wyniki badań [6] wskazują, że obecność Fe zarówno powoduje wzrost lub spadek wytrzymałości na rozciąganie. W stopach Al-Zn obecność Fe obniża ciągliwość z powodu powstawania fazy FeAl₃ [6]. Żelazo jest również celowo dodawane dla poprawy właściwości mechanicznych w wysokich temperaturach stopów AlCuNi [38], podniesienia odporności korozyjnej w stopach AlFeNi, dla zredukowania rozrostu dendrytów w stopach AlMg oraz w odlewaniu wysokociśnieniowym stopów AlSi dla ułatwienia wybijania odlewów.



Rys. 1. Mikrostruktura na przekroju próbki AlSi5Fe0.5 z widocznymi w postaci igieł fazami międzymetalicznymi żelaza β -Al₅FeSi [B2].

W odlewach ze stopów AlSi najczęściej występują fazy β -Al₅FeSi (Rys. 1), oznaczane również jako β -AlFeSi, β i nazywane płytkami (ang. platelets) lub igłami (ang. needles), które są twarde, łamliwe i mają wielce szkodliwy wpływ na właściwości stopów i odlewów. Wielkość β -Al₅FeSi może być w zakresie 40-150 μ m [1], 5-10 μ m [2] lub znacznie większa. Oznaczenie „ β -Al₅FeSi” zamiennie z Al₉Fe₂Si₂ wynika ze stechiometrii [4] w zakresie od Al_{4.20}FeSi_{1.13} do Al_{4.98}FeSi_{1.09}. Fazy międzymetaliczne β -Al₅FeSi mają istotne znaczenie dla właściwości stopów AlSi oraz produkowanych odlewów ponieważ **wpływają na szereg ich właściwości technologicznych i użytkowych:**

- Porowatość i zdolność zasilania – obecność faz międzymetalicznych, a szczególnie β powoduje wzrost porowatości w odlewach [7], ponieważ wpływając na

zarodkowanie porów i zmniejszenie przepuszczalności międzydendrytycznej blokują przepływ zasilający ciekłego stopu w odlewach [8],

- Pęknięcia i pękanie zmęczeniowe – fazy β stanowią miejsca inicjacji pęknięć [9], ponieważ wielkie i wydłużone β - Al_5FeSi zorientowane swoim dłuższym wymiarem prostopadle do zadanego obciążenia ulegają dekohezji [11], podczas gdy fazy zorientowane równolegle ulegają pękaniu wzdłuż i fragmentacji, ponadto wzrost zawartości Fe redukuje wytrzymałość zmęczeniową dla długich okresów obciążenia ($>10^6$ cykli) [10],
- Twardość – obecność faz międzymetalicznych powoduje wzrost twardości od 75 do 90 HB [13] przy wzroście zawartości żelaza od 0.1% (i odpowiadającemu temu ułankowi powierzchni w mikrostrukturze zajmowanej przez β - Al_5FeSi SF=0.2%) do 0.9% Fe (SF=3.8%),
- Wytrzymałość – wraz ze zwiększeniem długości średniej β (od 50 do 250 μm) maleje wydłużenie (od 6 do 0.5%) oraz wytrzymałość na rozciąganie (od 260 do 170 MPa) w przemysłowym stopie aluminium 319.2 [12] zaobserwowano, że dodatek 0.20 % Fe (powodującego obecność β - Al_5FeSi) do przemysłowego stopu A356 podwyższa umowną granicę plastyczności od 172 do 193 MPa, ale zmniejsza wytrzymałość na rozciąganie od 269 do 260 MPa [14], wzrost zawartości żelaza od 0.11 do 0.6 % redukuje udarność od 4 do 2 J [15,16],
- Skrawalność – zawartość żelaza i obecność β pogarsza obrabialność odlewów [17],
- Adhezja – fazy międzymetaliczne zawierające żelazo i mangan wywołują pozytywny efekt w technologii odlewania wysokociśnieniowego ponieważ obniżają adhezję odlewów w formach trwałych [41], ułatwiają ich usuwanie z formy i poprawiają jakość powierzchni odlewów,
- Korozja – obecność wydzieleni zawierających żelazo i mangan powoduje korozję (rozpuszczanie) osnowy aluminiowej bezpośrednio wokół takich wydzieleni w odlewach ze stopów Al [18].

Podsumowując, fazy β - Al_5FeSi stanowią zarodki porów i wywołują wzrost porowatości w odlewach oraz obniżają zdolność zasilania poprzez redukcję przepływu między dendrytycznego. Stanowią miejsca inicjacji pęknięć przez co obniżają wytrzymałość zmęczeniową i doraźną, udarność oraz wydłużenie, ponadto obniżają skrawalność. Pozytywnym efektem obecności żelaza w siluminach i jego dodawania jest obniżanie adhezji odlewów w formach trwałych, w odlewaniu kokilowym i ciśnieniowym.

W celu uniknięcia negatywnego wpływu faz międzymetalicznych żelaza stosuje się **szereg metod** pozwalających na uniknięcie lub umniejszenie obecności Fe w stopach aluminium:

- Metody chemiczne – ekstrakcja Fe – metoda prowadzona na drodze elektrolizy trzech warstw [34] jest efektywna, jednak bardzo droga i nie stosowana w przemyśle odlewniczym ponieważ wymaga dużych ilości energii (13-14 kWh/kg) co stanowi 70-80% procent całkowitej energii potrzebnej do pozyskania Al z boksytów [19],
- Skład chemiczny – korekta składu – metoda polegająca na uzupełnianiu składu stopów o chemiczne „neutralizery”, jak Mn, Li, K, Sr, Ca, Co, Cr, Be, Ni or Ti, które transformują wydzielenia o morfologii twardych i łamliwych igieł β - Al_5FeSi do postaci mniej szkodliwej chińskiego pisma lub formy globularnej i blokowej α - AlFeSi ,

- Mn – dodatek manganu transformuje igły β do postaci chińskiego pisma, formy globularnej i blokowej oraz prowadzi do przemiany β do postaci α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ [38,42], redukuje obniżanie wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia, dla osiągnięcia efektu modyfikującego bardzo ważny jest stosunek Mn/Fe a powszechnie przyjmowana wartość to 0.5 [6], jednak wskazywano również na Mn/Fe=0.17 [43] podczas transformacji do postaci α -AlFeSi, sam w sobie mangan jest szkodliwy dla właściwości mechanicznych stopów Al i nie gwarantuje skuteczności transformacji faz bogatych w żelazo, ponieważ zarodkowanie i wzrost tych faz jest silnie determinowany poprzez warunki krzepnięcia a w szczególności szybkość chłodzenia, nadmiar manganu pogarsza właściwości mechaniczne jako czynnik powiększający całkowitą zawartość faz międzymetalicznych [20] i wymaga kontroli składu chemicznego stopu,
- Li – lit jest efektywny w modyfikacji β - Al_5FeSi do drobniejszej postaci przy wysokiej szybkości chłodzenia, zawartość tego pierwiastka musi być jednak kontrolowana dla zapewnienia jego minimalnej ilości i uniknięcia powstawania faz AlLiSi [21],
- K – potas jest skuteczny w modyfikacji β do postaci chińskiego pisma lecz tylko w warunkach wysokiej szybkości chłodzenia, w formach trwałych (odlewanie kokilowe i ciśnieniowe) a nie w formach piaskowych, ilość potasu musi być kontrolowana dla uniknięcia wzrostu wielkości wydzielań krzemu i dużych wydzielań tlenkowych [22],
- Sr – stront wywołuje umiarkowane zmiany wielkości β i sporadycznie zapewnia transformację do postaci α -AlFeSi [23],
- Ca – wapń rozdrabnia długie igły β - Al_5FeSi do małych włóknistych postaci, poprawia udarność lecz obniża wytrzymałość na rozciąganie z powodu porowatości i faz międzymetalicznych wapnia [24],
- Co – podobnie do Mn, transformuje β do postaci globularnej przy zalecanym stosunku Co/Fe=0.5-1.0, wymagana zawartość Co jest jednak większa niż manganu [31] i jest od niego mniej skuteczny ale i mniej szkodliwy ze względu na umiejscowienie α -AlFeSi wewnątrz dendrytów, kobalt powoduje również powstawanie pierwotnych wydzielań Si,
- Cr – chrom działa podobnie jak kobalt jednak wymagany jest korzystniejszy stosunek zawartości Cr/Fe=0.33, również powoduje powstawanie pierwotnych wydzielań Si [32], transformowane fazy lokalizują się w dendrytach oraz w obszarze międzydendrytycznym,
- Obróbka cieplna – metoda wymagająca nakładów energii a modyfikacja β - Al_5FeSi prowadząca do rozpuszczenia, fragmentacji lub globularyzacji przebiega w stanie stałym po zakrzepnięciu stopu i dlatego porowatość spowodowana redukcją przepuszczalności międzydendrytycznej oraz porowatość, będąca skutkiem zarodkowania na fazach międzymetalicznych nie podlegają usunięciu [25],
- Warunki krzepnięcia – metoda ta obejmuje różne zabiegi cieplne podczas krzepnięcia,
- Przegrzanie stopu – prowadzi do konwersji igieł β do postaci chińskiego pisma i postaci globularnej, lecz wysokie temperatury podczas przegrzania stopu, nawet 500 °C ponad temperaturę topnienia [33], wywołują wzrost kosztów energii, niszczenie pieców, absorpcję gazów i straty związane z utlenianiem stopu [26],

- szybkość chłodzenia – wzrost szybkości chłodzenia zmniejsza odległości między gałęziami dendrytów i powoduje mniejsze igły β [27,28,29],
- Prędkość frontu krzepnięcia – wzrost prędkości krzepnięcia nie zapobiega powstawaniu wydzielań β lecz obniża ich ilość w stosunku do wydzielań α -AlFeSi [30],
- Sedymentacja – metoda wymaga przetrzymywania stopu w stanie ciekłym przez dłuższy czas dla umożliwienia grawitacyjnego opadnięcia faz międzymetalicznych zbierających się w dolnej części wlewka [34], skuteczność metody wskazywana na 70% przy Fe/Mn>1.0 oraz 50% przy Fe/Mn=1.0, a stopień oczyszczenia stopu jest zależny od położenia względem dna wlewka,
- Filtracja – pierwotne wydzielenia Fe można również usuwać poprzez filtrowanie stopu filtrami porowatymi [35], w metodzie ważny jest dobór wielkości porów filtra ze względu na blokowanie przepływu, metoda szybsza od sedymentacji i wymaga odpowiedniego stosunku Fe/Mn<1.0 oraz powolnego schładzania stopu,
- Separacja odśrodkowa – polega na odwirowaniu ciekłego stopu [36], skuteczność zależna od prędkości obrotowej (ok. 16.6 obr/s) oraz wysokiego stosunku (Mn/Fe>1-1.5), jedynie dla małych porcji stopu a nie przemysłowych ilości oraz dla wysokiej zawartości Fe,
- Separacja elektromagnetyczna – polega na poddaniu ciekłego stopu działaniu pola elektromagnetycznego poprzez siłę Lorentza i wprowadzeniu w metalu ciśnienia wywołującego separację składników przewodzących i nieprzewodzących [37], metody nie należy mylić z zaproponowaną poniżej metodą wprowadzania konwekcji wymuszonej za pomocą wirującego pola elektromagnetycznego (RMF).

Podsumowując, opracowano szereg metod w celu uniknięcia negatywnego wpływu wydzielań międzymetalicznych. Żelazo można usuwać przez elektrolizę co jest bardzo drogie. Uzupełnianie składu siluminów o mangan, lit, potas, stront, wapń nie gwarantuje skuteczności a nadmiar np. manganu pogarsza właściwości mechaniczne. Dodatki te nie gwarantują skuteczności, wymagają kontroli składu chemicznego, interakcji pomiędzy poszczególnymi dodatkami oraz mogą obniżać właściwości stopów. Obróbka cieplna powoduje dzielenie faz ale nie usuwa porowatości, przegrzanie stopu wymaga energii, wzmacnia niszczenie pieców oraz absorpcję gazów i tworzenie tlenków. Warunki krzepnięcia są ograniczone rodzajem formy, metalową a nie piaskową. Wytrącanie i sedymentacja wymagają dłuższego czasu prowadzenia obróbki, a separacja odśrodkowa jest technicznie możliwa jedynie dla małych wlewków.

Wszystkie wymienione metody mają efekty uboczne lub są mało efektywne, dlatego **obecność żelaza w stopach aluminium AISi stanowi nadal nierozwiązany problem.**

Niemal wszystkie badania dotyczące faz międzymetalicznych żelaza skierowane były na ocenę jego negatywnego wpływu na właściwości stopów lub poprawę sytuacji poprzez zastosowanie wymienionych metod. Pojawiło się **tylko kilka publikacji dotyczących działania konwekcji wymuszonej** na drodze mieszania elektromagnetycznego lub mechanicznego.

W pracy zespołu Prof. Fan'a [39], podczas intensywnego mechanicznego mieszania dyspersyjnego półciekłego stopu dla odlewania metodą rheo-diecasting, wykazano transformację igieł β do postaci bloków. Dla stopu LM25 (AlSi7Mg0.2-0.6Fe0.5) zaobserwowano skrócenie faz żelaza, a dla stopu LM24 (AlSi8Cu3Fe1.3) β -Al₅FeSi zostały całkowicie wyeliminowane. Zespół Prof. Ghomashchi'ego [40], w wyniku mieszania elektromagnetycznego podczas krzepnięcia walcowej próbki o średnicy 76

mm i długości 300mm ze stopu AlSi6.8Fe0.8, wykazał skrócenie faz międzymetalicznych żelaza w próbce odlewanej w formie piaskowej i w kokili miedzianej. W pracy brak jednak danych o gęstości pola i dokładnym miejscu pobierania próbek. W badaniach stopu AlSi7Fe1, Steinbach [41] zaobserwowała wzrost długości igieł β -Al₅FeSi pod wpływem konwekcji wymuszonej. **W publikacjach brak jest szeregu danych m.in. nie wskazano miejsca pobierania próbek, warunków konwekcyjnych mieszania oraz mechanizmu modyfikacji i dlatego stan wiedzy o wpływie konwekcji na fazy międzymetaliczne wymagał dodatkowych badań.**

4.C.3. Cel naukowy, koncepcja i etapy badań

Ruchy konwekcyjne stanowią integralną część procesów metalurgicznych i odlewniczych i zachodzą w każdym odlewie powstającym w warunkach grawitacji, dlatego interesujące jest generowanie strumienia przepływu ciekłego stopu w formie na różnych etapach krzepnięcia odlewu w celu modyfikacji sposobu wzrostu i rozmieszczenia faz międzymetalicznych żelaza i ostatecznie poprawienia właściwości odlewów. Mieszanie stopu możliwe jest za pomocą odpowiednio zaprojektowanych i rozmieszczonych cewek elektromagnetycznych.

Celem naukowym jednotematycznego zbioru prac było opracowanie podstaw nowej metody redukcji wpływu faz międzymetalicznych żelaza β -Al₅FeSi w warunkach konwekcji wymuszonej generowanej urządzeniem indukującym pole elektromagnetyczne wokół metalu odlewane do formy odlewniczej i podczas krzepnięcia odlewu.

Osiągnięcia naukowe składające się na jednotematyczny zbiór prac, które przekładają się na postawiony cel naukowy, stanowią badania ukierunkowane na wpływ konwekcji wymuszonej na zarodkowanie, wzrost, morfologię i przestrzenne rozmieszczenie faz międzymetalicznych żelaza w stopach aluminium z krzemem, zawierających żelazo i/lub mangan. Szereg badań składających się na jednotematyczny cykl publikacji obejmuje:

- wpływ konwekcji wymuszonej na mikrostrukturę stopów [B2],**
- wpływ konwekcji wymuszonej na fazy międzymetaliczne, ich morfologię i rozmieszczenie [B1,B3,B6,B8,B9],**
- ocenę warunków konwekcyjnych podczas krzepnięcia [B4,B9],**
- prognozę frontu krzepnięcia w krzepnięciu kierunkowym [B10,B12,B13],**
- analizę warunków krzepnięcia kierunkowego dla stopów zbliżonych składem do siluminów pondeutektycznych [B5,B7],**
- badania dla warunków krzepnięcia kierunkowego [B1-B10,B12,B13] i objętościowego [B11], oraz**
- skonstruowanie i zbudowanie prototypu urządzenia do odlewania w polu elektromagnetycznym [B11].**

Wyniki wymienionych badań stanowią istotny wkład do istniejącego stanu wiedzy dotyczącego wytwarzania odlewów, procesu krzepnięcia stopów AlSi, warunków powstawania, struktury stopu i morfologii faz międzymetalicznych żelaza oraz manganu w warunkach konwekcji naturalnej i konwekcji wymuszonej.

4.C.4. Metodyka badań

W strukturze odlewów wyróżnić można trzy strefy [44-48]. Strefa kryształów zamrożonych powstaje w rejonie styku metalu z formą odlewniczą, jest niewielka i w jej skład wchodzi bardzo małe kryształy o przypadkowej orientacji. Drugą strefę **kryształów kolumnowych** tworzą wydłużone ziarna rosnące od powierzchni odlewu wzdłuż kierunku przepływu ciepła w warunkach rywalizacji pomiędzy poszczególnymi kryształami i wykazują preferowaną orientację. Trzecią strefę tworzą **dendryty równoosiowe**, kryształy o zbliżonych długościach w każdym z kierunków, z przypadkową orientacją i zbliżoną wielkością.

Wpływ konwekcji wymuszonej na strukturę i fazy międzymetaliczne przebadano oddzielnie dla struktury kolumnowej w warunkach krzepnięcia kierunkowego [B1-B10,B12,B13] oraz dla struktury równoosiowej w warunkach krzepnięcia objętościowego [B11].

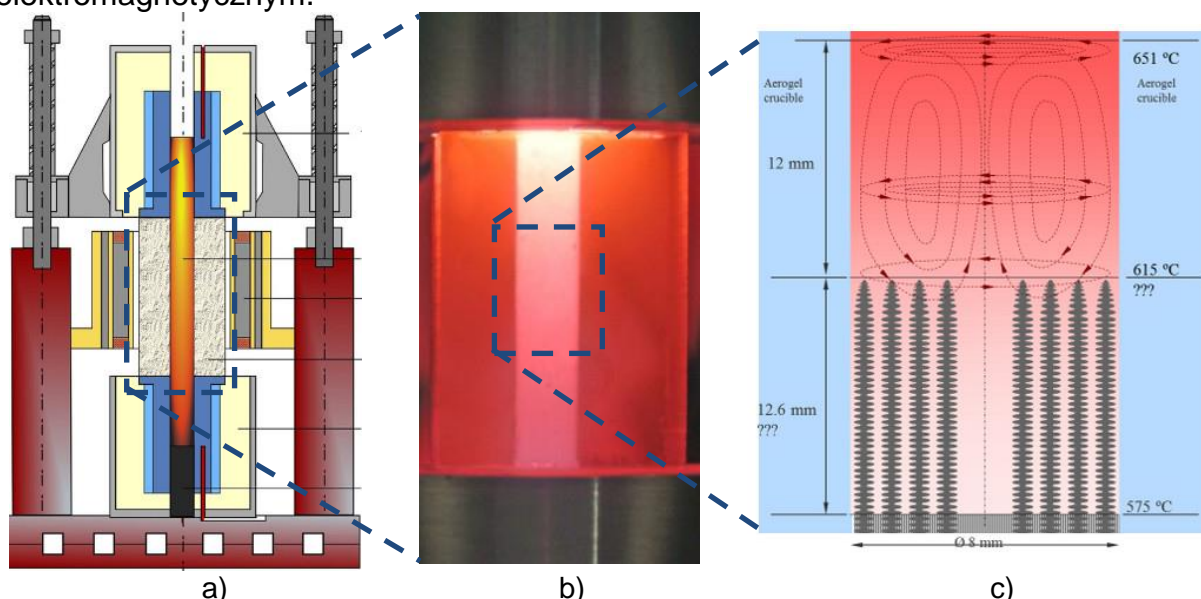
Krzepnięcie kierunkowe jest techniką pozwalającą na przejście metalu lub stopu ze stanu ciekłego w stały wzdłuż kierunku wyznaczonego przez gradient cieplny i pozwala m.in. na badanie zjawiska krzepnięcia dzięki ustalonym warunkom krzepnięcia (gradient temperatury, szybkość chłodzenia), rozwoju powierzchni rozdziału, rozłożenia domieszek i selekcję faz, w warunkach zbliżonych lub dalekich od równowagowych, a znane są urządzenia Czochralskiego [49], Bridgman-Stockbarger'a [50] i Chalmers'a .

Jedną z metod prowadzenia **krzepnięcia kierunkowego** jest chłodzenie próbki umieszczonej w tyglu i w dwóch sterowanych grzejnikach (piec typu Bridgman) zastosowane **w urządzeniu Artemis** [51-54]. W Artemis (Rys. 2), próbka stopu (średnica 8mm i długość 120 mm) umieszczona jest w tyglu aerożelowym stanowiącym izolator cieplny pomiędzy górnym i dolnym elementem grzejnym. Ciepło odprowadzane jest przez dolny grzejnik zaopatrzony w cylindryczny element chłodzący, a izolacyjny tygiel aerożelowy zapewnia niemal płaski front krzepnięcia. Grzejniki są sterowane niezależnie i pozwalają na krzepnięcie przy zadanym stałym gradiencie temperatury, szybkości chłodzenia i prędkości frontu krzepnięcia. Ponieważ tygiel aerożelowy jest przezroczysty, możliwe jest rejestrowanie intensywności jasności i określenie położenia frontu w czasie oraz wyznaczenie jego prędkości. Eksperymenty prowadzono bez lub z przepływem konwekcyjnym generowanym obrotowym polem elektromagnetycznym o gęstości strumienia 6 mT indukowanym przy pomocy trzech cewek rozmieszczonych wokół próbki, przy gradiencie temperatury $G=3$ K/mm i prędkości frontu $v=0.02-0.12$ mm/s zapewniających front krzepnięcia z **dendrytami kolumnowymi** (Rys. 2c).

Dla zapewnienia struktury z **dendrytami równoosiowymi** przeprowadzono powolne chłodzenie stopu prowadzące do **krzepnięcia objętościowego**. Próbkę walcową o średnicy 38 mm i długości 55 mm roztopiono i przegrzewano do temperatury 810 °C w tyglu grafitowym, następnie przenoszono na stanowisko krzepnięcia i schładzano w tym samym cieplnie izolowanym tyglu. Pomiar temperatury w próbce stopu i w tyglu grafitowym wskazał na szybkość chłodzenia w zakresie likwidus-solidus 0.112 K/s i gradient temperatury 0.143 K/mm. Wspólne nagrzewanie i chłodzenie próbki oraz tygla zapewniło powolne chłodzenie i krzepnięcie w całej przestrzeni badanego stopu. Niski gradient temperatury i niska szybkość chłodzenia doprowadziły do powstawania w całej próbce struktury równoosiowej. Krzepnięcie prowadzono bez lub z mieszanym generowanym obrotowym polem elektromagnetycznym o gęstości strumienia 11 mT.

4.C.5. Omówienie osiągniętych wyników prac

W cyklu 13 publikacji [B1-B13] o spójnej tematyce poruszyłem zagadnienia redukcji wpływu faz międzymetalicznych żelaza β -Al₅FeSi na właściwości stopów AlSi poprzez zastosowanie konwekcji wymuszonej. Przeprowadzone badania objęły analizę oddziaływania konwekcji na mikrostrukturę stopów [B2] oraz fazy międzymetaliczne żelaza [B1,B4] z ich przestrzenną morfologią i rozmieszczeniem [B3,B6,B8,B9]. Przeanalizowałem warunki konwekcyjne w krzepnięciu kierunkowym, mechanizm modyfikacji wydzieli międzymetalicznych [B4,B9] pod wpływem mieszania stopu oraz opracowałem prognozy frontu krzepnięcia [B10,B12,B13]. W pracach [B5,B7] omówiłem zagadnienia procesu krzepnięcia kierunkowego. Korzystne oddziaływanie konwekcji potwierdziłem dla przypadku krzepnięcia objętościowego [B11] prowadzonym w skonstruowanym i zbudowanym przeze mnie urządzeniu do krzepnięcia w polu elektromagnetycznym.



Rys. 2. Technika krzepnięcia kierunkowego w Artemis: a) schemat Artemis [53], b) ciekły stop w tyglu aerożelowy pomiędzy górnym i dolnym elementem grzejnym [53], c) schemat frontu krzepnięcia w krzepnięciu kierunkowym z widocznym obszarem ciekłym (temperatury 615 °C i wyższe) oraz dendrytami kolumnowymi (zakres 575-615 °C) [55].

W pracy „**The role of fluid flow and intermetallic phases in the formation of the primary Al-phase in AlSi alloys**” [B2] przedstawiłem wyniki analizy wpływu konwekcji wymuszonej na mikrostrukturę stopów AlSi, głównie dendrytów fazy α -Al, scharakteryzowaną szeregiem parametrów.

W badanych stopach AlSi5/7/9Fe0.2/0.5/1.0, odstępów pomiędzy pierwszorzędowymi ramionami dendrytów (ang. primary dendrite stem spacing PDAS) uległy zmniejszeniu pod wpływem konwekcji a zgodnie z pracami [56-59] konwekcja powoduje wzrost przechłodzenia stężeniowego pomiędzy ramionami dendrytów. Konwekcja sięgająca na odległość kilku setek mikrometrów (Rys. 2c) pomiędzy gałęziami kolumnowych dendrytów spowodowała, że ramiona trzeciorzędowe stały się nowymi ramionami pierwszorzędowymi [B2]. Zaobserwowano również wzrost odstępów między pierwszorzędowymi ramionami dendrytów (PDAS) ze wzrostem zawartości krzemu i pomijalne zmiany w przypadku wzrostu zawartości żelaza. Zgodnie z modelami [46,47,60], wartości PDAS są proporcjonalne do pierwiastka kwadratowego zakresu temperatur krzepnięcia i odwrotnie proporcjonalny do pierwiastka czwartego stopnia prędkości frontu krzepnięcia i pierwiastka kwadratowego gradientu temperatury. Ze wzrostem zawartości Si maleje zakres krzepnięcia i odstępów pierwszorzędowe (PDAS)

powinny zmaleć, jednak w wykonanych badaniach zaobserwowano odwrotny efekt ponieważ w krzepnięciu kierunkowym wzrost ułamka masowego fazy eutektycznej spowodował separację i oddalanie się ramion pierwszorzędowych, a więc wzrost wartości PDAS.

Odległości między drugorzędowymi ramionami dendrytów (ang. secondary dendrite arm spacing SDAS) uległy zmniejszeniu wraz ze wzrostem zawartości krzemu zgodnie z teorią koagulacji (ang. coarsening) [45,46,47], zarówno dla krzepnięcia bez i z konwekcją wymuszoną. Natomiast mieszanie nie spowodowało zmiany wartości odstępów ramion drugorzędowych, co jest niezgodne z teorią i wynikami badań dla stopów podwójnych AlSi, AlSiMg i AlSiCu [57], natomiast zgodne z wynikami dla stopów zawierających żelazo [56]. Odstępy drugorzędowe (SDAS) są zależne od procesu koagulacji zachodzącego wzdłuż strefy stało-ciekłej, a dla zmiany wartości SDAS przepływ stopu modyfikujący SDAS powinien być możliwy w głębi tego obszaru. Najwyraźniej nawet najmniejsze ilości β -Al₅FeSi blokują ten przepływ, hamują proces koagulacji i wzrost wartości SDAS.

Parametr powierzchni właściwej (ang. specific surface S_v) charakteryzuje stopień złożoności kształtu dendrytów i jest odwrotnie proporcjonalny [61] do pierwiastka kwadratowego czasu krzepnięcia, który z kolei jest proporcjonalny [60] do odstępów drugorzędowych ramion dendrytów (SDAS) i odwrotnie proporcjonalny do stałej koagulacji [60,61], która między innymi jest proporcjonalna do zawartości domieszki [61]. Parametr powierzchni właściwej S_v zachował się podobnie jak SDAS, który wzrasta ze wzrostem zawartości krzemu i żelaza, natomiast nie zmienia się pod wpływem konwekcji wymuszonej wskazując, że stopień złożoności kształtu dendrytów kolumnowych (Rys. 2c) pozostaje niezmienny pod wpływem mieszania. Również odstępów pomiędzy płytkami eutektyki aluminiowo-krzemowej Al-Si nie uległy zmianie w wyniku konwekcji.

Podsumowując, w publikacji [B2] wykazałem, że konwekcja wymuszona zredukowała odstępów pomiędzy ramionami pierwszorzędowymi dendrytów (PDAS) lecz nie wpłynęła na odstępów drugorzędowych ramion dendrytów (SDAS), powierzchnię właściwą dendrytów S_v i odstępów eutektyki aluminiowo-krzemowej Al-Si. Stało się tak ponieważ wartości PDAS zależą od przechłodzenia stężeniowego sięgającego na kilka setek mikrometrów w głąb strefy stało-ciekłej, natomiast wartość SDAS zależy od procesu koagulacji zachodzącego znacznie głębiej w strefie stało-ciekłej. Z powodu obecności faz międzymetalicznych żelaza, konwekcja sięga jedynie górnych części strefy stało-ciekłej (Rys. 2c) ale nie pozostałych, środkowych i dolnych obszarów, głęboko położonych u podstawy dendrytów kolumnowych.

W pracy „**Intermetallic phases and microstructure in AlSi alloys influenced by fluid flow**” [B1] przedstawiłem wyniki analizy wpływu konwekcji wymuszonej na fazy międzymetaliczne żelaza β -Al₅FeSi scharakteryzowane szeregiem parametrów.

W publikacji [B1] analiza zmian faz międzymetalicznych żelaza objęła pomiar średniej długości faz β -Al₅FeSi i gęstości ich występowania. Wykazano że pod wpływem mieszania średnia długość faz jest mniejsza w wyniku konwekcji dla wszystkich przebadanych stopów aluminium, o zawartości 5-9 %Si i 0.2-1.0 %Fe. Dla każdego ze stopów skrócenie faz żelaza β -Al₅FeSi jest różne jednak średnio są one krótsze o około 24 %, wskazując na możliwość uniknięcia negatywnego wpływu β i poprawę właściwości mechanicznych stopów. Gęstość występowania wskazuje na znaczący wzrost w zakresie od 10 do 130 % liczby faz β (w badanym obszarze powierzchni zglądu) pod wpływem konwekcji. Tylko w stopie AlSi9Fe0.5 gęstość występowania β zmalała jednak na korzyść wzrostu gęstości występowania faz chińskiego pisma i blokowych. Na

zglądach zaobserwowano występowanie zakrzywionych faz β - Al_5FeSi , jednak analiza gęstości występowania nie wskazała na wzrost ich liczby pod wpływem konwekcji wymuszonej, w której intensywny przepływ mógłby zakrzywiać igły β . Szczególnie szkodliwe dla właściwości mechanicznych stopów są grube wydzielenia faz β , jednak analiza nie wykazała zmniejszenia gęstości występowania igieł o grubości powyżej 3 μm wraz z zastosowaniem mieszania. Wykazałem również, że konwekcja generowana polem o sile strumienia 6 mT nie wywołuje wzrostu gęstości występowania faz chińskiego pisma i faz blokowych, a więc nie wywołuje transformacji β lub wzrostu faz chińskiego pisma i blokowych.

Zaobserwowane w [B1] skrócenie faz β jest zgodne z [40], gdzie wykazano 15% skrócenie długości średniej w odlewach w formie piaskowej (szybkość chłodzenia 3.3 °C) i 5% w formie miedzianej (szybkość chłodzenia 4.8 °C). W [39] zaobserwowano skrócenie faz β z 75 do 15 μm , jednak w warunkach obróbki półciekłego stopu metodą rheo-diecasting RDC, w której półciekły stop poddawano intensywnemu mechanicznemu mieszaniu dyspersyjnemu przy prędkości ścinania 500 s⁻¹ przez 45 s w temperaturze 580 lub 590 °C. W publikacjach tych brak jest jednak szeregu danych m.in. nie wskazano miejsca pobierania próbek z odlewu próbnego i warunków konwekcyjnych.

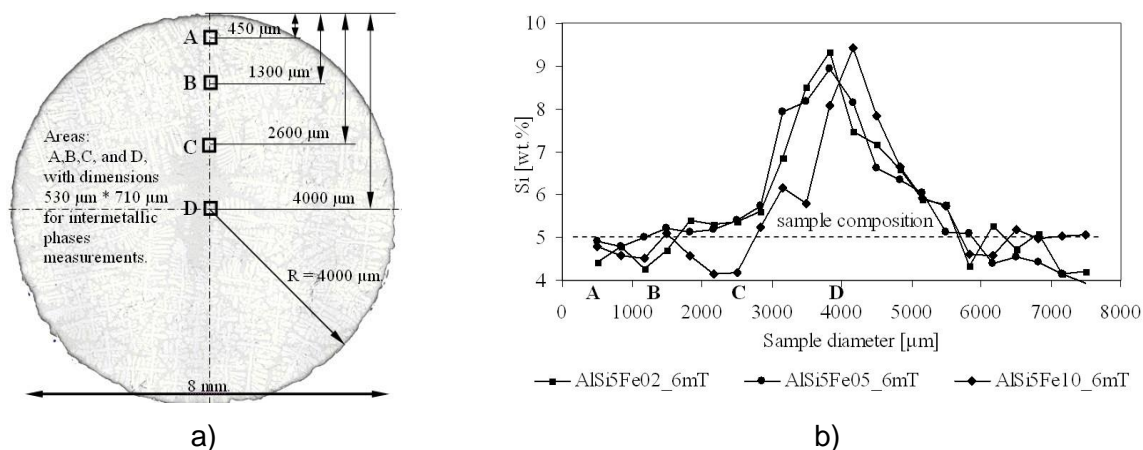
W pracy [B1] wykazałem możliwość skracania o 24% wydzieleni faz β - Al_5FeSi i wzrost gęstości ich występowania poprzez wprowadzenie konwekcji wymuszonej, oraz brak wpływu mieszania stopu na fazy międzymetaliczne żelaza, blokowe, chińskie pismo, bardzo grube i zakrzywione.

Zaobserwowane długości faz β - Al_5FeSi mogą wynosić 10 [26] 15 [62] 75 [39] 150 [63] 250 [56,57] 400 [64] 500 [65] 1000 [66] lub 5-250 [68] μm . W pracy [56,57] wskazano na wzrost długości faz β pod wpływem konwekcji wymuszonej i zaobserwowano igły o długościach ok. 250 μm zamiast 150 μm bez mieszania. W pracy [B1] zaobserwowano fazy o długościach w zakresie 5-200 μm . Dla zbadania wpływu konwekcji również na bardzo małe wydzielenia β pomiarów dokonano **na wybranym obszarze M** [B1] o wielkości 530*710 μm . Na przekrojach próbek zaobserwowano jednak **segregację składników stopowych**, widoczną w postaci środka wzbogaconego w fazę eutektyczną, dlatego analiza wymagała zwiększenia dokładności i rozszerzenia pomiarów na cały przekrój próbki (**obszary A-D**, Rys. 3a) a została przedstawiona w publikacji [B4].

W pracy „**The effect of stirring induced by rotating magnetic field on β - Al_5FeSi intermetallic phases during directional solidification in AlSi alloys**” [B4] przedstawiłem wyniki szczegółowej analizy wpływu konwekcji wymuszonej na fazy międzymetaliczne żelaza β - Al_5FeSi scharakteryzowane szeregiem parametrów **na przekroju próbek o zróżnicowanym składzie chemicznym**.

Na przekroju próbek poddanych mieszaniu polem elektromagnetycznym zaobserwowano segregację składników stopowych widoczną w środku próbki w postaci obszaru wzbogaconego w eutektykę aluminiowo-krzemową Al-Si (Rys. 3a) i potwierdzoną pomiarem składu chemicznego metodą EDX (Rys. 3b). W stopach AlSi5Fe0.2/0.5/1.0, o zawartości nominalnej 5 %Si, w środku próbki wzbogaconym w eutektykę zarejestrowano 8-9 %Si (wzrost zawartości Si o 80%), natomiast w części zewnętrznej 4-4.5 %Si (zmniejszenie o 20%). Podobnie segregację zaobserwowano w stopach AlSi7Fe0.2/0.5/1.0 (wzrost zawartości Si o 60% w środku i zmniejszenie o 20% w części zewnętrznej) oraz AlSi9Fe0.2/0.5/1.0 (+40% i -20%). Analogiczne zmiany zawartości na przekroju próbki zaobserwowano w przypadku żelaza.

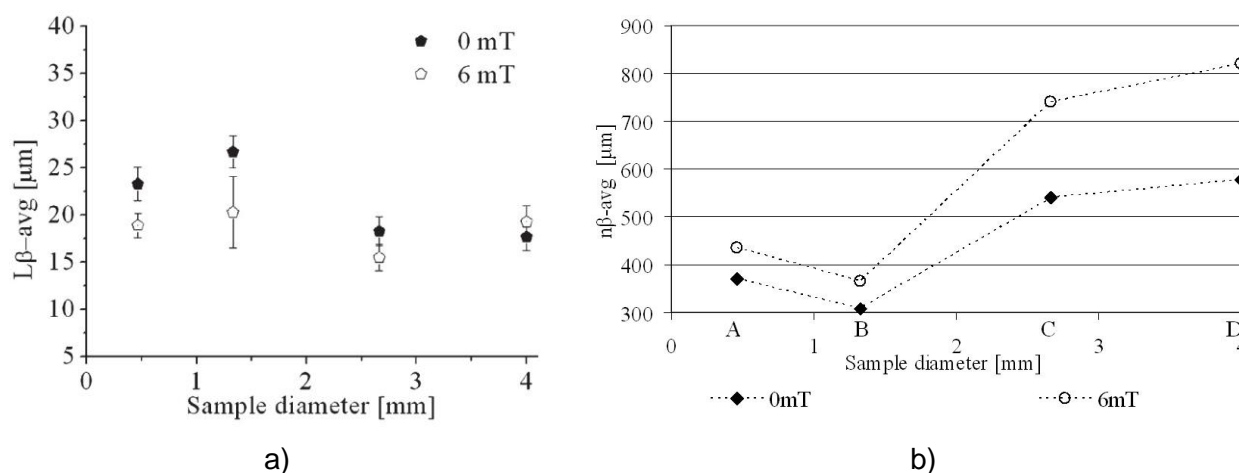
Na przekrojach wszystkich próbek, krzepnących w warunkach bez i z konwekcją wymuszoną zmierzono długości faz międzymetalicznych β -Al₅FeSi i obliczono średnią długości L_{β} , w wybranych obszarach pomiarowych A, B, C i D (Rys. 3a). W próbce AlSi5Fe1.0 poddanej konwekcji wymuszonej zaobserwowano skrócenie faz β (zmniejszenie wartości średniej L_{β}) w porównaniu do wyników dla krzepnięcia bez mieszania, w obszarach A, B i C. Natomiast w obszarze D zaobserwowano wydłużenie faz β -Al₅FeSi pod wpływem konwekcji wymuszonej. W próbkach krzepnących bez mieszania wartość średnia długości L_{β} wykazała zmniejszenie wartości na przekroju od części zewnętrznej (obszar A) do środka (obszar D), natomiast w próbkach z konwekcją zaobserwowano niemal niezmiennie wartości na przekroju. Podobne wyniki zaobserwowano dla pozostałych stopów. Dane o długości średniej zebrane dla wszystkich badanych stopów AlSi5/7/9Fe0.2/0.5/1.0 (Rys. 4a) wyraźnie wskazały że konwekcja wymuszona spowodowała skrócenie faz międzymetalicznych żelaza, o 19% w obszarze A, o 24% w B i o 15% w C. Ogólnie w obszarze struktury dendrytycznej A, B i C, zmniejszenie długości średniej wynosi 20%, natomiast w środkowym obszarze struktury eutektycznej D zanotowano 9% wydłużenie faz β -Al₅FeSi. Zaobserwowano również, że w próbkach krzepnących bez mieszania wartość średnia długości spada na przekroju od części zewnętrznej do środka próbki, natomiast w próbkach z konwekcją wartości są niemal niezmiennie.



Rys. 3. a) Mikrostruktura na przekroju próbki AlSi7Fe1.0 zakrzepłej w warunkach konwekcji wymuszonej z widocznym środkowym obszarem (D) wzbogaconym w eutektykę Al-Si oraz obszarami pomiarowymi A, B, C i D, b) Zawartość Si na przekroju próbek AlSi5Fe0.2/0.5/1.0 zakrzepłych w warunkach konwekcji wymuszonej [B4].

Zaobserwowane w [B4] skrócenie faz β -Al₅FeSi jest zgodne z [40] gdzie w odlewach krzepnących w formie piaskowej (szybkość chłodzenia 3.3 °C/s) bez konwekcji wymuszonej, długość średnia wyniosła 9-10 μ m, a z konwekcją 7-8 μ m oraz w formie miedzianej (szybkość chłodzenia 4.8 °C/s) odpowiednio 4.5-5 μ m i 4-4.5 μ m. W formie piaskowej skrócenie wyniosło ok. 15% a w formie miedzianej ok. 5%. W pracy [40] nie podano analizy składu chemicznego ani przebiegu zmiany długości faz na przekroju próbek oraz warunków krzepnięcia, jako kierunkowego lub objętościowego. W pracy [39] w stopie LM25 (AlSi7Mg0.2-0.6Fe0.5) zaobserwowano skrócenie długości β z 75 na 15 μ m, a w stopie LM24 (AlSi8Cu3Fe1.3) β o długości 95-110 μ m zostały całkowicie wyeliminowane na korzyść sześciennych wydzielań faz α -AlFeMnSi. Badania [39] prowadzono dla obróbki półciekłego stopu (rheo diecasting RDC) poddawanego intensywnemu mechanicznemu mieszaniu dyspersyjnemu przy prędkości ścinania 500 s⁻¹ przez 45 s w temperaturze 580 lub 590 °C. W publikacjach tych brak jest jednak szeregu danych m.in. nie wskazano miejsca pobierania próbek z odlewu próbnego, warunków konwekcji, gradientu temperatury i prędkości frontu krzepnięcia.

Skrócenie faz żelazowych β pod wpływem konwekcji w obszarze dendrytycznym A-C jest zgodne ze spadkiem zawartości i krzemu i żelaza, co może sugerować wpływ na długość faz β . Długość średnia faz β dla warunków konwekcji wymuszonej ma jednak niemal stały przebieg na przekroju próbki (Rys. 4a), od części zewnętrznej (obszar A) do środka (obszar D), natomiast zawartość Si i Fe wyraźnie wzrasta (Rys. 3b), co może wskazywać, że długość faz nie ma związku z zawartością pierwiastków stopowych w zakresie badanych stopów. W przypadku próbek krzepnących bez konwekcji wymuszonej długość faz β maleje od części zewnętrznej (obszar A) do środka próbki (obszar D) przy niezmiennym na przekroju składzie chemicznym. Terzi [65] zaobserwował przy użyciu tomografii komputerowej x-ray, że β wydzielają się w przeważającej większości przy lub na powierzchni próbki a nie w jej środku. W literaturze wskazano na zarodkowanie faz β na małych wtrąceniach tlenkowych [65,26,62] oraz na cząstkach AIP [68,69]. W omawianej pracy [B4] wskazano, że wtrącenia tlenkowe lub cząstki pochodzące z tygla aerożelowego mogą być odpowiedzialne za dłuższe fazy β w części zewnętrznej próbek, w obszarach A i B.



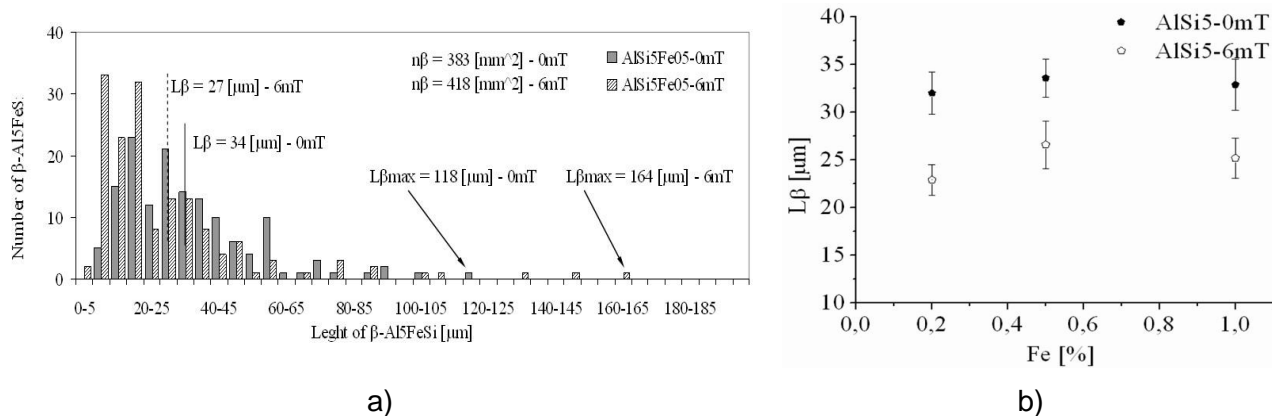
Rys. 4. a) Średnia długość L_{β} oraz b) gęstość występowania n_{β} faz międzymetalicznych żelaza β -Al₅FeSi na przekroju (obszary A-D) próbek AlSi5/7/9Fe0.2/0.5/1.0 zakrzepłych bez (RMF 0 mT) i z konwekcją wymuszoną (RMF 6 mT) [B4].

W stopach AlSi5Fe0.2/0.5/1.0 konwekcja wymuszona wywołała wzrost gęstości występowania n_{β} faz β we wszystkich obszarach pomiarowych A-D, silniejszy w strukturze eutektycznej środka próbki (obszary C i D) niż w części zewnętrznej o strukturze dendrytycznej (obszary A i B). Dla próbek krzepnących zarówno bez jak i z konwekcją, gęstość występowania n_{β} ma wyższe wartości w środku próbki niż w części zewnętrznej. Również wzbogacenie stopu w żelazo (badane stopy) prowadzi do większej liczby faz β -Al₅FeSi. Podobne wnioski zaobserwowano dla pozostałych stopów AlSi7/9Fe0.2/0.5/1.0, a dane o gęstości występowania zebrane dla wszystkich próbek AlSi5/7/9Fe0.2/0.5/1.0 (Rys. 4b) potwierdziły wyraźny wzrost pod wpływem konwekcji wymuszonej oraz wzrost na przekroju próbek, który wynosi 17% (obszar A), 19% (B), 37% (C) i 42% (D). Zmierzone gęstości występowania faz β wynoszą dla krzepnięcia bez mieszania 300-400 mm⁻² (obszar A i B) oraz 500-600 mm⁻² (obszar C i D) a z konwekcją odpowiednio 350-450 mm⁻² i 700-850 mm⁻². W pracy [40] zmierzono gęstości faz β w formie piaskowej 600-1200 mm⁻² bez mieszania i 800-2600 mm⁻² z konwekcją, natomiast w formie miedzianej odpowiednio 5000-13000 mm⁻² i 5000-14000 mm⁻².

W przypadku próbek krzepnących w warunkach konwekcji można wskazać na zgodność wzrostu gęstości występowania faz β ze wzrostem zawartości Si i Fe na przekroju (od obszaru A do D), jednak dla krzepnięcia bez mieszania skład chemiczny na przekroju jest stały a pomimo to gęstość również uległa wzrostowi. Przebieg długości

faz β i gęstości ich występowania na przekroju próbek sugeruje korzystniejsze warunki dla wzrostu β - Al_5FeSi w części zewnętrznej próbki (obszar A) natomiast lepsze warunki zarodkowania w środku (obszar D).

Na histogramach (Rys. 5a) porównano ilości faz β w różnych zakresach ich długości, dla warunków krzepnięcia bez i z konwekcją wymuszoną, dla wszystkich badanych stopów i obszarów A-D, ponadto zawarto na nich dane o długości średniej, gęstości występowania i maksymalnej długości β . W próbce AlSi5Fe0.5 (Rys. 5a) krzepnącej bez konwekcji wymuszonej zaobserwowano brak faz β o długościach w zakresie 0-5 μm , natomiast przy zastosowaniu konwekcji gęstość występowania wynosi 5 mm^{-2} , natomiast dla zakresu długości 15-20 μm , gęstości wynoszą odpowiednio 61 i 85 mm^{-2} . Analiza histogramów dostarczyła wielu informacji o populacji faz β , np. dla stopu AlSi5Fe0.2 w porównaniu do AlSi5Fe0.5 można zaobserwować ok. 60% krótsze fazy β - Al_5FeSi , i mniej faz o długościach od 70 do 200 μm , a pomimo to średnie długości są zbliżone, 32 i 34 μm dla krzepnięcia bez mieszania i 23 oraz 27 μm dla konwekcji wymuszonej. Porównanie dla stopów AlSi5Fe0.5 i AlSi7Fe0.5 krzepnących w warunkach konwekcji wskazuje na długość średnią β odpowiednio 27 i 19 μm . Gęstość występowania faz w zakresie długości 0-55 μm jest podobna dla obu stopów, jednak w AlSi5Fe0.5 zaobserwowano więcej faz o długościach 55-165 μm i to one wydają się wpływać na większą długość średnią 27 μm . Porównanie wyników dla krzepnięcia bez i z konwekcją oraz dla różnych stopów wskazało, że obecność długich faz β może zostać skompensowana przez większą liczbę krótkich igieł, podobna liczba faz o długościach w określonym przedziale może prowadzić do różnej wartości długości średniej w wyniku występowania dodatkowych znacznie dłuższych igieł, ponadto możliwe jest również uzyskanie zbliżonej wartości długości średniej przy zdecydowanie różniące się gęstości ich występowania.



Rys. 5. a) Histogram zmierzonych faz β - Al_5FeSi w obszarze B w próbkach stopu AlSi5Fe0.5 oraz b) Średnia długość $L\beta$ faz międzymetalicznych żelaza β - Al_5FeSi w obszarze B w próbkach $\text{AlSi5Fe0.2/0.5/1.0}$ zakrzepłych bez (RMF 0 mT) i z konwekcją wymuszoną (RMF 6 mT) [B4].

Na podstawie histogramów wykazano, że konwekcja wymuszona spowodowała wzrost gęstości występowania krótkich β - Al_5FeSi o długościach w zakresie od 0 do 40 μm prowadząc do mniejszej długości średniej igieł β , czyli występowanie długich β zostało skompensowane przez większą liczbę krótkich faz. Zakres zwiększonej gęstości występowania krótkich faz może być różny dla poszczególnych stopów, np. 0-20 μm dla AlSi5Fe0.5 i 0-35 μm dla AlSi5Fe0.2 . Wyniki sugerują, że wskazywany efekt skracania faz β pod wpływem konwekcji wymuszonej wynika z wyższej gęstości występowania krótkich faz spowodowanej przez większą liczbę zarodków wydzieleni międzymetalicznych β - Al_5FeSi .

Jedną z metod uniknięcia negatywnego wpływu faz międzymetalicznych β jest obniżenie zawartości żelaza metodą elektrolizy trzech warstw. Na rys. 5b przedstawiono średnią długość faz β zmierzonych w obszarze pomiarowym B w funkcji zawartości Fe (jako badane stopy AlSi5Fe0.2/0.5/1.0) dla krzepnięcia bez i z konwekcją. Redukcja zawartości żelaza z 1.0 % (stop AlSi5Fe1.0) do 0.2 % (stop AlSi5Fe0.2) spowodowała zmniejszenie długości średniej faz β z 33 na 32 μm , natomiast zastosowanie konwekcji wymuszonej skróciło igły β z 33 na 25 μm . Podobne zmiany zaobserwowano w pozostałych dendrytycznych obszarach pomiarowych A i C. W centrum próbki, w obszarze D zaobserwowano wzrost długości średniej pod wpływem mieszania. Analiza zbiorcza przeprowadzona dla obszarów A, B i C, wskazała, że zastosowanie konwekcji wymuszonej powodującej skrócenie z 27 na 21 μm jest skuteczniejsze w pomniejszaniu faz β niż redukcja zawartości Fe z 1.0 na 0.2 %, która spowodowała zmniejszenie długości igieł faz β z 27 na 23 μm .

W analizach [B4] wykazałem, że w **obszarze dendrytycznym B prędkość przepływu ciekłego stopu wywołanego wirującym polem elektromagnetycznym wyniosła 10.5 mm/s a fazy żelazowe uległy skróceniu o 24%, czyli zastosowanie takiego strumienia w odlewach może skrócić fazy β i zmniejszyć ich negatywny wpływ na właściwości odlewów. Wskazany pozytywny efekt konwekcji wymuszonej dotyczy obszaru struktury dendrytycznej a nie obszaru eutektyki aluminiowo-krzemowej.**

W pracy [B4] przeanalizowano ścieżki krzepnięcia i wyznaczono sekwencję wzrostu poszczególnych wydzielań dla składów nominalnych próbek oraz dla wybranych składów chemicznych wynikłych z segregacji składników stopowych. Zmienny skład chemiczny na przekroju próbek spowodował zmiany ścieżek krzepnięcia, dlatego wykazano istnienie obszaru w próbkach, w którym jako pierwsze zarodkują i rosną dendryty fazy α -Al oraz drugiego obszaru w którym pierwszą wydzielającą się fazą są igły β -Al₅FeSi. W poszczególnych badanych próbkach różne są również długości strefy krzepnięcia, od ok. 8 mm dla stopu AlSi9Fe0.2 do ok. 17mm dla AlSi5Fe1.0 oraz zróżnicowane wielkości udziału w strukturze dendrytów i eutektyki. Na podstawie różnych długości strefy stało ciekłej, udziale wydzielań (α -Al, eutektyki Al-Si, igieł β), kolejności wydzielania faz oraz wielkości odstępów pierwszorzędowych i drugorzędowych ramion dendrytów, wskazano na **zróżnicowanie warunków przestrzennych zarodkowania i wzrostu β -Al₅FeSi.**

Zaobserwowano również występowanie w strukturach innych faz międzymetalicznych żelaza, blokowych (α -Al₃Fe₂Si), chińskiego pisma, zakrzywionych, bardzo grubych (> 3 μm), fazy β o maksymalnej długości, jednak wyniki nie wskazały na korelację gęstości występowania tych faz z zastosowaniem konwekcji wymuszonej. Szczegółowe analizy przeprowadzono na przekroju próbek, w obszarach A-D, bez i z konwekcją w próbkach stopów AlSi5/7/9Fe0.2/0.5/1.0.

W warunkach krzepnięcia kierunkowego [B4] dokonałem szczegółowej analizy długości faz β -Al₅FeSi i wskazałem 20% skrócenie igieł w obszarze dendrytycznym i 9% wydłużenie w strefie eutektycznej oraz wyraźny wzrost gęstości występowania pod wpływem konwekcji wymuszonej, silniejszy w eutektycznym centrum (42%) niż w dendrytycznej części zewnętrznej próbek (17%). Na podstawie histogramów wykazałem, że konwekcja wymuszona spowodowała wzrost gęstości występowania krótkich β -Al₅FeSi o długościach w zakresie od 0 do 40 μm prowadząc do mniejszej długości średniej igieł β , czyli występowanie długich β zostało skompensowane przez większą liczbę krótkich faz. Badania wykazały że zastosowanie konwekcji wymuszonej jest efektywniejsze w skracaniu faz β -Al₅FeSi niż obniżanie zawartości żelaza z 1 %Fe na 0.2 %Fe, a przepływ o prędkości ok. 10.5 mm/s w

strukturze dendrytycznej umożliwia zredukowanie ich wielkości o 24%, czyli zastosowanie takiego mieszania w odlewach może skrócić igły i zmniejszyć ich negatywny wpływ na właściwości odlewów. Wyniki nie wskazały na związek mieszania z występowaniem innych faz międzymetalicznych żelaza m.in. blokowych (α - $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$) i chińskiego pisma. Wskazałem również na zróżnicowanie warunków przestrzennych zarodkowania i wzrostu β - Al_5FeSi .

W pracy „**Interplay Between Melt Flow and the 3D Distribution and Morphology of Fe-Rich Phases in AlSi Alloys**” [B9] ukazałem zróżnicowaną przestrzenną morfologię i rozmieszczenie faz międzymetalicznych żelaza β - Al_5FeSi oraz przedstawiłem warunki konwekcji wymuszonej.

Badania struktury trójwymiarowej wykonane za pomocą **tomografu komputerowego nanotom s**, przy rozdzielczości sięgającej 1 μm objęły sześciany o krawędziach długości 500 μm w środkowej (obszar A) i zewnętrznej (obszar D) części próbek. Wyniki potwierdziły wzrost gęstości występowania i długości faz β ze wzrostem zawartości żelaza (badane stopy). Tomografia potwierdziła również wzrost gęstości wydzielań β pod wpływem konwekcji wymuszonej i wykazała większą gęstość występowania faz w środku próbki niż w części zewnętrznej zgodnie z obserwacjami mikroskopowymi w pracy [B4]. W środkowym obszarze ujawniono występowanie długich β o wielkości ok. 500 μm zajmujących niemal cały rekonstruowany obszar sześcianu, których nie zaobserwowano na dwuwymiarowych zglądach metalograficznych [B4], gdzie zanotowano 9% wzrost długości β . Wykazanie obecności długich na 500 μm faz β jest zgodne z [56,70], gdzie Steinbach w środkowej części próbki przedstawiła wzrost długości średniej β ze 150 na 250 μm pod wpływem konwekcji. W przypadku stopów o zawartości 0.2% nie zaobserwowano długich β jednak na występujących płytach brak śladów dendrytów potwierdził istnienie eutektycznego centrum próbki. W pracy [B9] i „**X-Ray Tomography Investigation of Fe-rich Intermetallics in AlSi Alloys**” [B3], tomografia nie pozwoliła na ocenę ilościową jednak okazała się metodą skuteczną w lokalizacji wydzielań międzymetalicznych i potwierdziła wzrost gęstości ich występowania w środkowej części próbki i pojawienie się pojedynczych długich faz β .

Fazy międzymetaliczne żelaza **β - Al_5FeSi** są najczęściej **nazywane igłami** w obserwacjach na zglądach metalograficznych (Rys. 1) **lub płytami** w geometrii trójwymiarowej, jednak wyniki wskazują na bardziej **złożoną morfologię** tych wydzielań (Rys. 6-7). Zaobserwowano fazy [B9]: **zakrzywione, zagięte, rozgałęzione, krzyżujące się, z otworami, z odciskiem na powierzchni, z pofalowaną powierzchnią, uformowane na i wokół powierzchni porowatości oraz bardzo duże płyty β .**

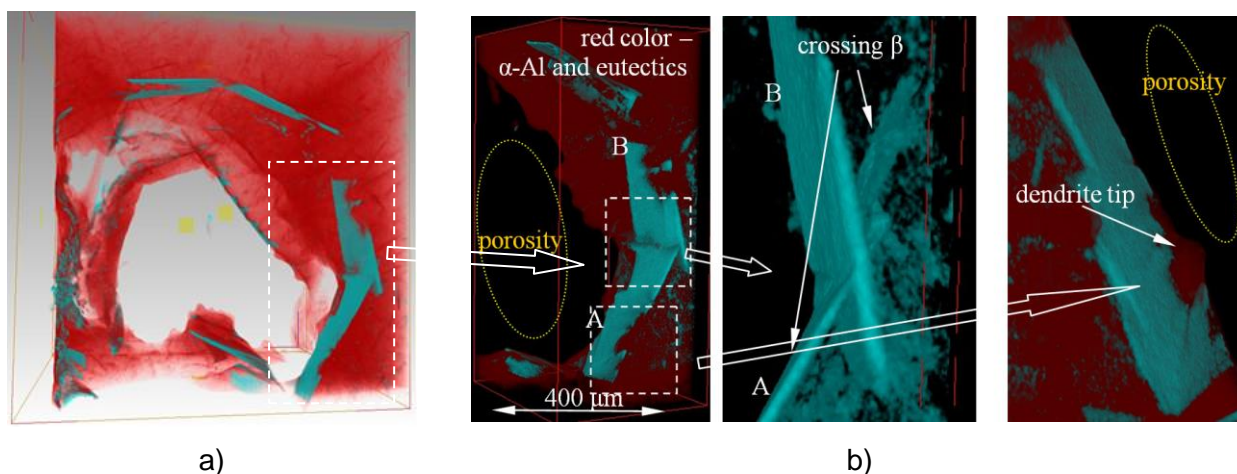
We wcześniejsze badaniach [B1,B2,B4] wskazałem na występowanie **zakrzywionych** faz β o długościach 10-50 μm (Rys. 1c), natomiast w badaniach tomograficznych ujawniłem występowanie długiej na 300 μm i grubej na 4 μm fazy równomiernie zagiętej na całej długości. W pracy [65] w badaniach x-ray zaobserwowano β , które na początku swojego wzrostu ulegały zakrzywieniu w wyniku interakcji z sąsiednimi β , powierzchnią tlenków i otaczającymi dendrytami. Podczas dalszego wzrostu i grubienia stopniowo ulegały prostowaniu, proces ten zaobserwowano jednak nie dla wszystkich faz β . W pierwszym etapie wzrostu β są prawdopodobnie wystarczająco elastyczne co sprawia zakrzywianie pod wpływem interakcji z dendrytami, tlenkami ale również pod wpływem przepływu ciekłego stopu. W [B4 i B2] założono, że konwekcja wymuszona może zakrzywiać fazy β i przeanalizowano gęstość występowania (30-160 mm^{-2}) zakrzywionych β , jednak wyniki nie wskazały na związek z mieszaniami stopu. Przyjęto że zakrzywienie dużej β wynika z interakcji z dendrytami i

spiętrzenia domieszki Si i Fe na powierzchni dendrytów podobnie do procesu spychania małych faz wskazanego przez Hecht [71] w stopach AlSiMn.

Badania tomograficzne ukazały również grubą i długą na 700 μm prostoliniową fazę β z **zagięciem** w jednym miejscu o długości 100 μm . To wyraźne miejscowe zagięcie a nie łączenie dwóch oddzielnych płyt, zaobserwowane w próbce zakrzepłej bez konwekcji wymuszonej, powstać mogło w wyniku procesu bliźniakowania (ang. twinning) podczas wzrostu a zaprezentowano w pracy „**Three Dimensional Morphology of β -Al₅FeSi Intermetallics in AlSi Alloys**” [B8].

Czasami β -Al₅FeSi nie tworzą prostych pojedynczych faz lecz złożone **rozgałęzione** struktury składające się z wielu mniejszych [B9] i wyglądające jak duża płyta z dołączonymi mniejszymi lub większymi fazami. Na zglądach 2D zaobserwowano dużą złożoność rozgałęzień [B2,B4], natomiast w tomografii fazy są większe i mają mniej skomplikowane rozgałęzienia. W pracach [B2,B4] nie analizowano gęstości występowania rozgałęzionych faz i również w literaturze brak jest danych, a jedynie Punkreobutr [72] oszacował rozgałęzianie zachodzące w 39% interakcji pomiędzy β . Brak również danych wskazujących na kąt zachodzenia rozgałęziania a obserwacje wskazują, że rozgałęzianie może zachodzić pod różnymi kątami.

W tomografii zaobserwowano **krzyżujące** się fazy (Rys. 6) w odróżnieniu od rozgałęzionych, które po skrzyżowaniu się wyraźnie dalej wzrastały nie mając zakończenia na sąsiedniej płycie. Fazy krzyżujące się zarodkowały oddzielnie i skrzyżowały się na pewnym etapie wzrostu. W literaturze brak danych o gęstości występowania krzyżujących się β i ich korelacji ze składem chemicznym stopu.

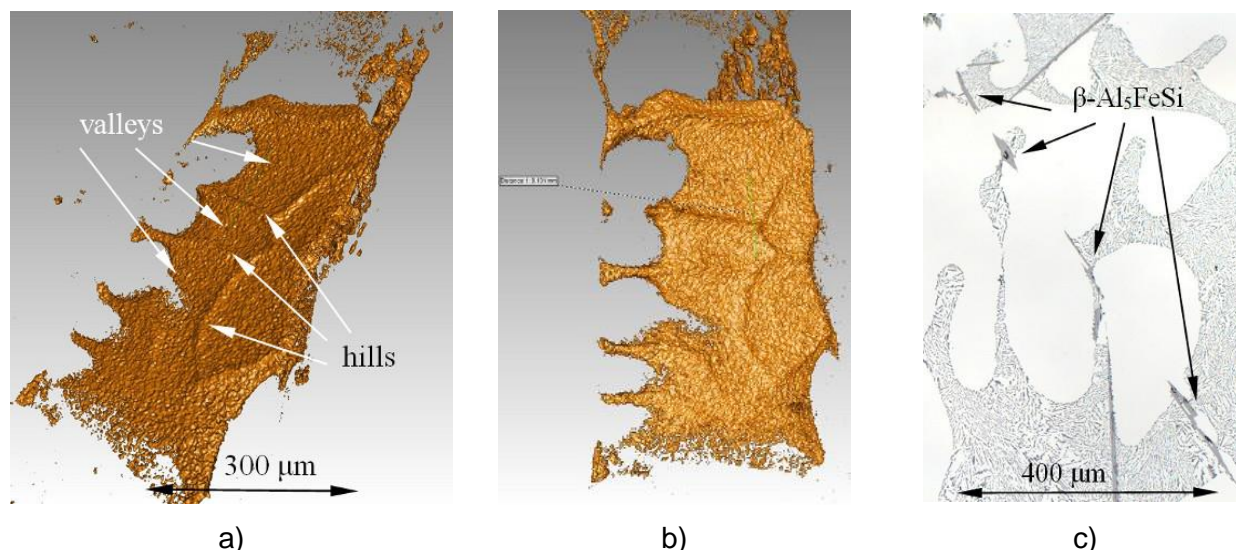


Rys. 6. Tomografia komputerowa X-ray próbki stopu AlSi7Fe1.0 zakrzepłej bez konwekcji wymuszonej (0 mT): a) widok porowatości (przezroczysta), faz β -Al₅FeSi (kolor błękitny), dendrytów (kolor czerwony) i eutektyki (kolor czerwony) oraz b) widok krzyżujących się płyt β -Al₅FeSi rozmieszczonych na powierzchni porowatości [B9].

Wiele faz β kształtem krawędzi odwzorowuje dendryty, a zarys ten może być na zewnątrz lub wewnątrz, wówczas są widoczne jako **płyty z otworami** (Rys. 7 a i b). W pracy [63] Wang wskazał, że na pierwszym etapie wzrostu β rosną wzdłuż tworząc płyty, a wzrost jest wstrzymywany gdy szybko wzrastająca faza natrafia na otaczające dendryty. Terzi [65] uważa, że płyty rosną szybko wzdłuż do momentu natrafienia na dendryty lub inne przeszkody, a w drugim etapie zachodzi proces grubienia przy znacznie mniejszej prędkości przyrostu. Po ominięciu dendrytu lub innej przeszkody, β mogą kontynuować szybki wzrost na długości do momentu napotkania kolejnej przeszkody, a w przypadku ich braku zatrzymanie następuje ze względu na zbyt niskie stężenie Fe. Dendrytyczny kształt wewnątrz płyty wskazuje na wzrost fazy wokół

dendrytu, a na zewnątrz wzrost pomiędzy dendrytami i w obu przypadkach na umocowanie β w strukturze dendrytycznej. Na dwuwymiarowych zglądach takie fazy wyglądają jak współliniowe oddzielone dendrytami lub eutektyką igły stanowiące oddzielne fazy (Rys. 7c). β -Al₅FeSi powstają w pełni uformowane jako kwadrat lub prostokąt, bez odwzorowywania krawędzi dendrytów jedynie gdy są małe lub średniej wielkości (50-200 μ m) i wzrastały w obszarze eutektycznym pozbawionym dendrytów.

Zaobserwowano fazy β z **odciskiem** (Rys. 7 a i b), które nie mają płaskiej lecz pofalowaną powierzchnię z wyraźnymi dolinami i grzbietami w odległościach ok. 100 μ m. Pofalowanie powierzchni jest zróżnicowane na dwóch przeciwnych stronach płyty, a odległości ok. 100 μ m pomiędzy dolinami i grzbietami wyraźnie odpowiada odległościom pomiędzy drugorzędowymi ramionami dendrytów [B1,B2]. Płyty β rosną w pierwszej kolejności wzdłuż i na szerokości, gdzie przyłączanie atomów jest uprzywilejowane. Wzrost wzdłużny średnio osiąga ok. 32 μ m/s a zaobserwowane maksimum wyniosło 100 μ m/s [63]. W pracy [65] zarejestrowano wzrost ze średnią prędkością 12.5 μ m/s, jednak w początkowym etapie prędkość wzrostu wynosiła od 24 do 31 μ m/s, a końcowa średnia prędkość dla wzrostu całej płytki wyniosła w zakresie od 1 do 2 μ m/s. W drugim etapie, fazy β -Al₅FeSi wzrastają poprzez grubienie, w mniej uprzywilejowanym kierunku normalnym do powierzchni płyt a zmierzona prędkość grubienia wyniosła ok. 0.03 μ m/s. W badaniach [B9] prędkość frontu krzepnięcia wynosiła 40 μ m/s, a rozważając długość fazy 150 μ m i średni wzrost 32 μ m/s, to wówczas czas wzrostu β mógłby trwać 4.3 s. Dla krótszych faz 30 μ m i maksimum zarejestrowanej prędkości wzrostu 100 μ m/s, wówczas wzrost mógłby nastąpić w 0.3 s, jednak grubienie zachodzi znacznie dłużej. Wzrost na długości wydaje się szybkim procesem, natomiast grubienie może zachodzić wolniej i pomiędzy utworzonymi już dendrytami α -Al. Ponieważ płyty rosną w pierwszej kolejności wzdłuż i na szerokości, a dopiero później na grubość, sugeruje to że odciski na powierzchni są efektem grubienia tuż przy zasadniczo ukształtowanych dendrytach.



Rys. 7. Tomografia komputerowa X-ray próbki stopu AlSi7Fe1.0 zakrzepłej bez konwekcji wymuszonej (0 mT): a) i b) widok płyty β -Al₅FeSi z otworami wzdłuż krawędzi oraz odciskami na płaskiej powierzchni, c) obraz mikroskopowy współliniowych części igły β -Al₅FeSi [B9].

Na powierzchni β zaobserwowano również **pofalowania**, które są zgodne na obu przeciwnych powierzchniach i stanowią lustrzane odbicie, jednak odległości między dolinami i grzbietami nie korelują z odległościami drugorzędowych ramion dendrytów i wynoszą ok. 50 μ m. Na przekroju takich płyt można zaobserwować pofalowanie wyraźnie zróżnicowane od pofalowania wynikającego z grubienia przy dendrytach

(odcisków, Rys. 7 a i b), a które prawdopodobnie spowodowane zostało przez rodzaj niestabilności wzrostu podczas grubienia płyty.

W próbce AlSi7Fe1.0 powstała grupa faz β o rozmiarach ok. 500 μm położonych na powierzchni **wokół porowatości** (Rys. 6a) o średnicy około 1500 μm . Płyty wykazały wyraźne położenie na i wzdłuż powierzchni metal-porowatość, równoległe a nie pod kątem. Jedna z nich idealnie przylegając do powierzchni miała skręcony kształt zgodny z powierzchnią a po wzroście wzdłuż, skrzyżowaniu się z inną płytą i kierując się w głąb metalu zanikła. W literaturze wskazano na uprzywilejowane zarodkowanie faz β na małych wtrąceniach tlenkowych [65,26,62] oraz na cząstkach AIP [68,69]. W pracach [4,73] wskazywano zewnętrzną warstwę tlenkową na ciekłej próbce jako preferowany czynnik dla zarodkowania i wzrostu faz β , szczególnie wzdłuż warstewek tlenków takich jak MgO, MgO Al₂O₃, γ -Al₂O₃ i α -Al₂O₃ [69,73]. Puncreobutr [72] zaobserwował, że około 64 % obserwowanych faz międzymetalicznych zarodkowało na lub w pobliżu dendrytów α -Al i około 20% zarodkowało na innych wydzieleniach β , podczas gdy tlenki odgrywały pomniejszą rolę w zarodkowaniu. W badaniach [B9] stopy przygotowałem ze składników wysokiej czystości topionych w atmosferze ochronnej argonu i krzepnących w warunkach próżni, jednak próbki przed procesowaniem w Artemis odlewano do kokili stalowej a tlenki mogły powstać podczas przelewania, wpłynąć do odlewu i zebrać się wokół porowatości. Sugerowana tendencja faz β do wzrostu wzdłuż i na warstewkach tlenkowych [4,73] oraz uprzywilejowana lokalizacja tlenków na powierzchni ciekłego stopu, razem z wysoką koncentracją Fe w pobliżu porowatości położonej w środku próbki wydaje się wyjaśniać położenie, orientację i duże wymiary płyty β . Dokładna pozycja jednej z β na powierzchni i przyjęty kształt wskazują również, że wzrost lub następująca deformacja β były determinowane poprzez kształt powierzchni metal-porowatość lub interakcję z dendrytami.

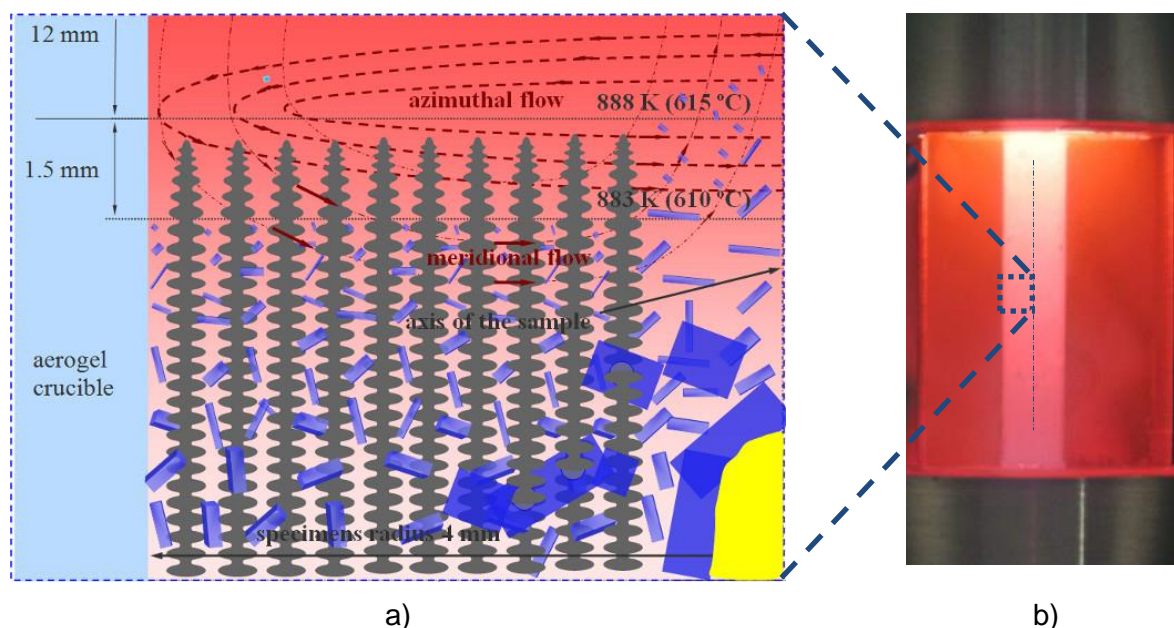
Wykazane w literaturze długości faz β -Al₅FeSi mogą wynosić 10 [26] 15 [62] 75 [39] 150 [63] 250 [56,57] 400 [64] 500 [65] 1000 [66] lub 5-250 [68] μm . W [B9] dzięki tomografii zaobserwowano **bardzo dużą** β o długości 1300 μm .

W pracy „**Interplay Between Melt Flow and the 3D Distribution and Morphology of Fe-Rich Phases in AlSi Alloys**” [B9] dokonałem również analizy warunków konwekcyjnych i mechanizmu skracania faz β -Al₅FeSi, którą należało prowadzić w aspekcie wpływu konwekcji wymuszonej na pole temperatury i stężenie domieszki w krzepnącym stopie [46,47]. Konwekcja wymuszona zasadniczo redukuje warstwę dyfuzyjną domieszki na powierzchni między fazą stałą (np. czołem dendrytu) i ciekłą w ten sposób redukuje obszar i wielkość przechłodzenia konstytutywnego i wpływa na rozwój morfologii dendrytycznej w strefie stało-ciekłej [77]. Mieszanie i transport domieszki może prowadzić do fragmentacji dendrytów i towarzyszącego nadtapiania lub roztapiania ramion [40,78-80]. Konwekcja zastosowana w badaniach [B2] doprowadziła do redukcji odstępów między pierwszorzędowymi ramionami dendrytów i pomijalnego wzrostu odstępów ramion drugorzędowych.

Według Wang'a [63] fazy β wzrastają w postaci długich i cienkich płyt w wyniku dużej entropii krzepnięcia, ok. 4.97 J/mol K. Według Fang'a [39] powstawanie płyt β spowodowane jest przeważająco znaczącym zróżnicowaniem energii powierzchniowej pomiędzy fazą ciekłą a stałą i związaną z tym różnicą prędkości wzrostu wzdłuż kierunków krystalograficznych. Skracanie faz β sugeruje [39], że intensywne mieszanie redukuje różnicę energii powierzchniowej pomiędzy fazą ciekłą i stałą i w efekcie spowalnia preferowany wzrost w kierunku zgodnym z najdłuższym wymiarem faz β . Może to zachodzić z powodu redukcji warstwy dyfuzyjnej na powierzchni pomiędzy fazą ciekłą i stałą i zaburzenia równowagi na froncie wzrostu. Z kolei Nafisi [40] wnioskował,

że efekt konwekcji na fazy β może wynikać głównie z mechanicznej i termomechanicznej fragmentacji dendrytów.

Zgodnie w wynikami symulacji [74] w próbce o średnicy 8 mm, pole elektromagnetyczne o gęstości 6 mT wywołuje główny przepływ azymutalny (ang. azimuthal flow, Rys. 8a, linia kreskowana gruba), który osiąga prędkość 10 mm/s. Przepływowi azymutalnemu towarzyszą wtórne przepływy południkowe (ang. meridional flows, Rys. 8a, linia kropkowano-kreskowana cienka), w kierunku osiowym i promieniowym z taką samą prędkością 10 mm/s. Amplituda wektora przepływu azymutalnego wzrasta od wartości 0 mm/s w środku do wartości 10 mm/s w pobliżu powierzchni próbki. Przepływy południkowe (Rys. 8) osiągają maksymalną prędkość przy powierzchni próbki, gdzie są skierowane do strefy stało-ciekłej, oraz w centrum w kierunku przeciwnym. Przepływy te wchodzi w interakcję ze strefą stało-ciekłą i transportują domieszkę z i do strefy stało-ciekłej. Wzbogacenie środka próbki w Si i Fe z powodu przepływu promieniowego prowadzi do przechłodzenia konstytutywnego i krzepnięcia stopu bogatego w eutektykę aluminiowo-krzemową oraz fazy międzymetaliczne żelaza β -Al₅FeSi. Natomiast z części zewnętrznej próbki przepływ promieniowy usuwa Si i Fe obniżając ich stężenie i prowadząc do gęstszej struktury dendrytycznej. Ponieważ przepuszczalność obszaru dendrytycznego jest funkcją udziału fazy stałej i odstępów pomiędzy ramionami dendrytów, przepływ jest tłumiony wcześniej niż w przypadku eutektycznego centrum pozbawionego dendrytów, gdzie przepuszczalność jest znacznie wyższa.



Rys. 8. a) Schemat strefy stało-ciekłej (frontu krzepnięcia) w krzepnięciu kierunkowym z ciekłym stopem (kolor czerwony), dendrytami α -Al (szary), płytami β -Al₅FeSi (niebieski), porowatością (żółty), tygłem aerożelowym (błękitny) oraz przepływami azymutalnymi i południkowymi [B9], b) walcowa próbka stopu w przezroczystym tyglu aerożelowym w Artemis [53].

W zewnętrznym obszarze dendrytycznym, zgodnie w układem równowagi fazowej Al-Si-Fe dla badanych stopów, fazy międzymetaliczne β (zaznaczone na niebiesko na Rys. 8a) rozpoczynają wzrost kilka milimetrów za czołami dendrytów. Transport faz β jest w strukturze dendrytycznej możliwy tylko w pobliżu czoła dendrytów, przy słabo rozwiniętych ramionach i korzystniejszej przepuszczalności a dotyczy unoszenia małych nowo powstałych faz międzymetalicznych. Przepływ promieniowy transportuje nie tylko domieszkę, lecz również może bezpośrednio transportować fazy β , spośród których część pozostaje w środkowym eutektycznym obszarze próbki, w silnie konstytutywnie

przechłodzonym ciekłym stopie, w którym fazy β mogą rozpocząć zarodkowanie i wzrost przed dendrytami. Część może zostać uniesionych dalej do strefy ciekłej a zgodnie z wynikami symulacji [74] (Rys. 8) przepływy osiowe mogą osiągnąć obszar w strefie ciekłej położony 12 mm nad czołami dendrytów. Przy gradiencie temperatury $G = 3$ °C/mm oznacza to dotarcie przepływów osiowych skierowanych w górę (w środku próbki) do obszaru o temperaturze wyższej o 36 °C, w którym płytki β -Al₅FeSi mogą ulegać roztopieniu lub nadtopieniu. Następnie po dotarciu ze strumieniem osiowym skierowanym w dół (w części zewnętrznej) w pobliżu czoła dendrytów β mogą podlegać wzrostowi i recyrkulacji.

Podsumowując, **pole elektromagnetyczne o gęstości 6 mT wywołuje przepływ azymutalny (Rys. 8a) o prędkości 10 mm/s oraz osiowy i promieniowy, który transportuje zimniejszy ciekły stop i domieszkę z czoła dendrytów w kierunku centrum i następnie wyższych temperatur osiągając obszar 12 mm powyżej dendrytów o temperaturze wyższej o 36 °C. Fazy międzymetaliczne β -Al₅FeSi rozpoczynające wzrost kilka milimetrów za czołami dendrytów i unoszone do obszaru wyższych temperatur ulegają nadtopieniu i roztopieniu a taka fragmentacja i przetopienie działa jako źródło zarodków nowych wydzieleni powodując większą gęstość występowania krótkich faz i ostatecznie zmniejszenie średniej długości płytek β -Al₅FeSi.**

Konwekcja wymuszona powodując segregację Fe i Si w środku próbki tworzy obszary (A i D) o zróżnicowanej długości faz β i gęstości ich występowania. W ten sposób, zakrzepłe struktury przedstawiają różny poziom ułamka masowego dendrytów, eutektyki i faz międzymetalicznych, prowadząc do siatki dendrytów i faz międzymetalicznych o zróżnicowanej przepuszczalności. Ruch faz międzymetalicznych pomiędzy dendrytami i ich zamocowanie w strukturze dendrytycznej wpływa na tworzenie barier dla przepływu ciekłego stopu, a blokowanie przepływu może znacząco wpłynąć na przepuszczalność strefy stało-ciekłej i przez to na wzrost poszczególnych wydzieleni. **Konwekcja wymuszona powoduje spadek długości faz β w obszarze dendrytycznym co wskazuje, że może być metodą prowadzącą do uniknięcia lub zredukowania szkodliwego wpływu faz β .** Równolegle, mieszanie stopu prowadzi do segregacji i powstania obszaru bogatego w strukturę eutektyczną w którym rosną zwiększone wydzielenia fazy β . Zrozumienie mechanizmu skracania faz β może pomóc w zaprojektowaniu odpowiednich ruchów konwekcyjnych ciekłego stopu w odlewach i zastosowania ich do poprawy właściwości mechanicznych odlewów.

Podsumowując, w pracy „**Interplay Between Melt Flow and the 3D Distribution and Morphology of Fe-Rich Phases in AlSi Alloys**” [B9] tomografia komputerowa ujawniła fazy β **zakrzywione, zagięte, rozgałęzione, z twinningiem, krzyżujące się, z otworami, z pofalowaną powierzchnią i uformowane na i wokół powierzchni porowatości oraz bardzo duże. W analizie ruchów konwekcyjnych wskazano na mechanizm skracania faz β -Al₅FeSi.** Wzrost dużych i złożonych faz może prowadzić do redukcji przepływu ciekłego stopu pomiędzy dendrytami i obniżenia przepuszczalności strefy stało-ciekłej, skomplikowanych mikrostruktur w odlewach i zmiennych właściwości stopów oraz wymagać modyfikacji w procesie technologicznym. Zaletą publikacji prócz przedstawienie różnych morfologii faz β , a w stosunku do prac Terzi [65], Dinnis [81] i Timpel [82], jest badanie próbek powstałych w kontrolowanych warunkach cieplnych i konwekcyjnych bez niszczenia (trawienia metalograficznego) obszarów dendrytycznego i eutektycznego.

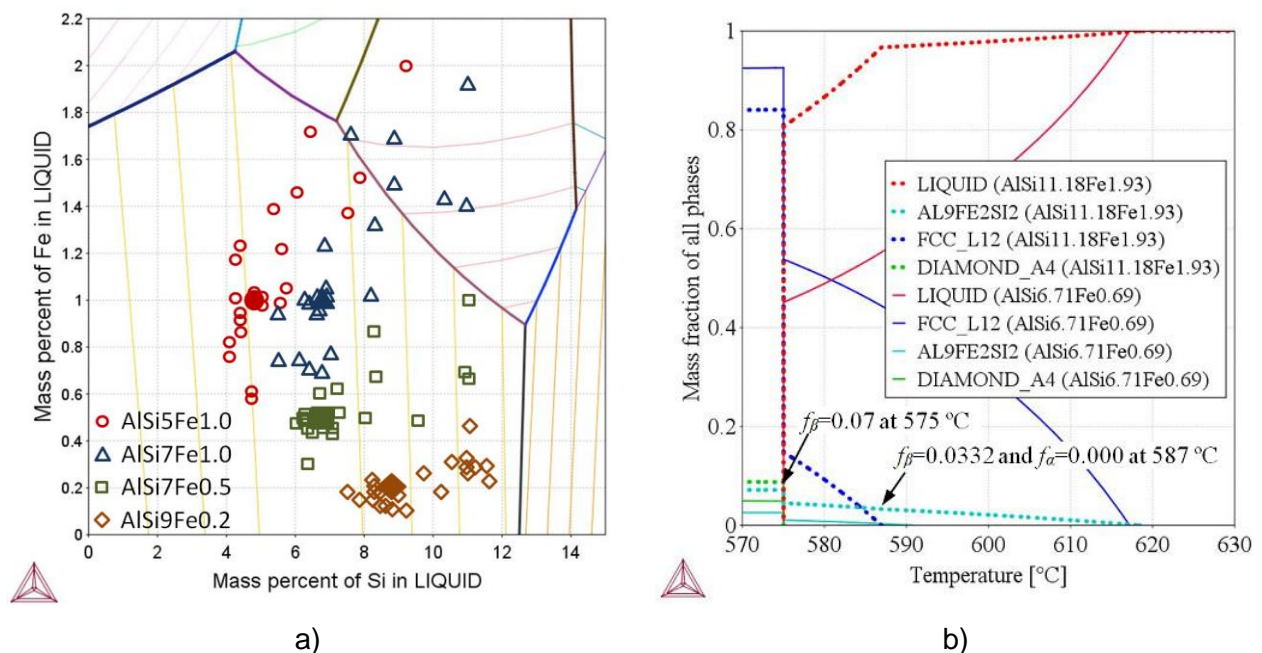
Ponieważ mangan stanowi ważny składnik redukcji faz β poprzez tworzenie wydzieleni α -AlFeMnSi, dlatego w pracy „**Three Dimensional Morphology of Mn Rich**

Intermetallics in AISi Alloys Investigated with X-Ray Tomography” [B6]

przedstawiłem zróżnicowane morfologie faz międzymetalicznych manganu w stopach AISiMn. Badania tomograficzne ujawniła wydzielenia w postaci sześciątów pełnych o wielkości 20-130 μm oraz częściowo wypełnionych ($\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$) o zmiennej grubości ścian (20-300 μm). Wydzielenia te mogą występować pojedynczo lub tworzyć większe grupy (długość 1300 μm) faz połączonych i wskazujących tę samą orientację krystalograficzną. Ponadto zaobserwowałem fazy o kształcie przestrzeni między dendrytycznych, formy płytowe i żebrowane o odległościach znacznie mniejszych niż odległości między ramionami dendrytów. Zaletą pracy jest ujawnienie złożonych form faz międzymetalicznych manganu metodą tomografii komputerowej.

Rysunek 8a przedstawia **schemat strefy stało-ciekłej i wymagał uzupełnienia** danych o długości i kształcie frontu oraz ilości wydzielających się faz, dlatego w pracy „**Thermodynamic Assessment of Mushy Zone in Directional Solidification**” [B10] obliczono układy równowagi fazowej, ścieżki krzepnięcia, wykresy ułamków masowych faz oraz **opracowano prognozy kształtu frontu krzepnięcia** w warunkach konwekcji wymuszonej w stopach AISiFe.

Na zglądach próbek krzepnących w warunkach konwekcji wymuszonej [B4] zaobserwowano segregację składników stopowych (Rys. 3a), a nominalne i zmierzone składy chemiczne (Rys. 3b) umieszczono na potrójnym układzie równowagi fazowej Al-Si-Fe (Rys. 9a) i obliczono ścieżki krzepnięcia oprogramowaniem Thermo-Calc [85] z zastosowaniem modelu Scheil-Gulliver’a.



Rys. 9. a) Potrójny układ równowagi fazowej Al-Si-Fe z naniesionymi składami chemicznymi zmierzonymi (EDX) na przekroju próbek w 22 punktach pomiarowych, b) wykres ułamka masowego faz dla stopów o składzie chemicznym AISi11.18Fe1.93 i AISi6.71Fe0.69 [B10].

Dla stopu o składzie nominalnym **AISI9Fe0.2** (Rys. 9a, brązowe romby) obliczona **ścieżka krzepnięcia** wykazała, że krzepnięcie rozpoczyna się w temperaturze 602 °C, gdzie jako pierwsze wydzielają się dendryty $\alpha\text{-Al}$ zgodnie z reakcją $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + L$, następnie ciekły stop ulega wzbogaceniu do 12.5 %Si i 0.3 %Fe, osiąga temperaturę 576 °C i rozpoczyna się wydzielanie eutektyki aluminiowo-krzemowej Al-Si wzdłuż monowariantnej linii eutektyki podwójnej ($L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + L$). Krzepnięcie kończy się ostateczną reakcją eutektyczną $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi} + \text{Si}$ w punkcie inwariantnym

eutektyki potrójnej, w temperaturze 575 °C, w której wydziela się faza międzymetaliczna β -Al₅FeSi. Segregacja składników stopowych na przekroju próbki w tym przypadku spowodowała zróżnicowanie temperatur początku krzepnięcia czyli wydzielenia dendrytów ($L \rightarrow \alpha$ -Al + L) osiągające 30 °C.

Ścieżka krzepnięcia dla stopu o składzie nominalnym **AlSi7Fe0.5** (Rys. 9a) wykazała, że krzepnięcie rozpoczyna się pojawieniem pierwszych dendrytów w temperaturze 616 °C zgodnie z reakcją $L \rightarrow \alpha$ -Al + L. Następnie po wzbogaceniu ciekłego stopu do 12.26 %Si i 0.94 %Fe i osiągnięciu temperatury 578 °C następuje wydzielenie fazy międzymetalicznej β -Al₅FeSi wzdłuż linii monowariantnej zgodnie z reakcją $L \rightarrow \alpha$ -Al + β -Al₅FeSi + L. Na końcu w reakcji eutektycznej $L \rightarrow \alpha$ -Al + β -Al₅FeSi + Si w temperaturze 575 °C wydziela się eutektyka aluminiowo-krzemowa Al-Si. W tym stopie faza β -Al₅FeSi jest drugą w kolejności powstającą fazą, jednocześnie są miejsca w próbce (zmierzone składy chemiczne), gdzie w wyniku segregacji jako druga w kolejności wydziela się eutektyka Al-Si, natomiast β powstaje jako trzecia.

Dla stopu **AlSi7Fe1.0** (Rys. 9a) dendryty wzrastają od temperatury 615 °C ($L \rightarrow \alpha$ -Al + L), a od 599 °C i wzbogacenia stopu do 9.19 %Si i 1.35 %Fe wydziela się β -Al₅FeSi ($L \rightarrow \alpha$ -Al + β -Al₅FeSi + L), natomiast w temperaturze 575 °C kończy się krzepnięcie ($L \rightarrow \alpha$ -Al + β -Al₅FeSi + Si). Segregacja składników stopowych na przekroju próbki spowodowała, że w próbce znalazł się środkowy obszar o szerokości 2 mm (obejmujący sześć miejsc pomiarowych składu chemicznego), w którym skład jest położony po drugiej stronie linii monowariantnej reakcji $L \rightarrow \alpha$ -Al + β -Al₅FeSi + L. Dlatego w środkowej części próbki i np. dla punktu pomiarowego o składzie chemicznym AlSi11.18Fe1.93 krzepnięcie rozpoczyna się w temperaturze 619 °C wydzieleniem jako pierwszej fazy β -Al₅FeSi, a dopiero w 587 °C po dotarciu do linii monowariantnej pojawiają się dendryty α -Al i na koniec w 575 °C eutektyka Al-Si.

Obliczenia modelem Scheil-Gulliver'a dla stopu o składzie nominalnym **AlSi5Fe1.0** (Rys. 9a) wykazały, że krzepnięcie rozpoczyna się w temperaturze 627 °C, gdzie jako pierwsze wydzielają się dendryty α -Al zgodnie z reakcją $L \rightarrow \alpha$ -Al + L, następnie ciekły stop ulega wzbogaceniu do 7.77 %Si i 1.63 %Fe, osiąga temperaturę 608 °C i rozpoczyna się wydzielenie fazy β -Al₅FeSi wzdłuż linii monowariantnej ($L \rightarrow \alpha$ -Al + β -Al₅FeSi + L). Krzepnięcie kończy się ostateczną reakcją eutektyczną $L \rightarrow \alpha$ -Al + β -Al₅FeSi + Si i wydzieleniem eutektyki Al-Si w punkcie inwariantnym eutektyki potrójnej (575 °C). Segregacja składników stopowych spowodowała zróżnicowanie temperatur początku krzepnięcia, np. w punkcie o składzie AlSi5.09Fe0.57 wynosi 628 °C, a w punkcie AlSi6.63Fe1.71 615 °C. W dwóch punktach o składzie chemicznym AlSi6.63Fe1.71 i AlSi4.57Fe1.17, w zakresie temperatur 614-612 °C, po etapie wydzielenia się jedynie dendrytów ($L \rightarrow \alpha$ -Al + L) następuje reakcja $L \rightarrow \alpha$ -Al + α -Al₈Fe₂Si + L, a jako trzecia $L \rightarrow \alpha$ -Al + β -Al₅FeSi + L.

Dla próbki o składzie nominalnym **AlSi7Fe1.0** dendryty są pierwszą wydzielającą się fazą. Na **wykreście ułamków masowych** (Rys. 9b) widoczne jest, że w środkowej części próbki o zawartości ok. 11 %Si i ok. 2 %Fe (AlSi11.18Fe1.93), w momencie gdy dopiero zaczynają wzrastać dendryty α -Al przy temperaturze 587 °C, to wówczas wydzieliła się już niemal połowa ilości fazy β -Al₅FeSi. Natomiast dla zewnętrznej dendrytycznej części próbki (Rys. 9b) o zawartości ok. 7 %Si i ok. 0.7 %Fe (AlSi6.71Fe0.69), mamy diametralnie odwrotną sytuację, faza β zaczyna wzrost w temperaturze 590 °C, gdy dendryty wydzieliły się niemal w 50 %.

Powyższa **analiza ścieżek krzepnięcia dla nominalnych oraz zmierzonych na przekroju składów chemicznych, wskazała na zróżnicowanie temperatur charakterystycznych oraz kolejności wydzielenia faz pod wpływem segregacji,**

natomiast analiza wykresów ułamków masowych faz wykazała **istotne różnice ilości wydzielonych faz**, w zewnętrznych lub wewnętrznych częściach próbek.

Dla zobrazowania frontu krzepnięcia zaproponowałem zastosowanie ułamka masowego faz z obliczeń termodynamicznych w oprogramowaniu Thermo-Calc. Dla każdego zmierzonego na przekroju próbki składu chemicznego, obliczyłem odpowiednie wykresy i rozmieściłem je w miejscach pomiaru, w 22 punktach wzdłuż średnicy próbki. Kontrolowane warunki krzepnięcia kierunkowego (gradient temperatury, szybkość chłodzenia i prędkość frontu) pozwoliły na zamianę skali temperaturowej na skalę długości i **opracowałem dwuwymiarowe mapy frontu krzepnięcia wskazujące ułamek fazy ciekłej, dendrytów α -Al i fazy międzymetalicznej β -Al₅FeSi.**

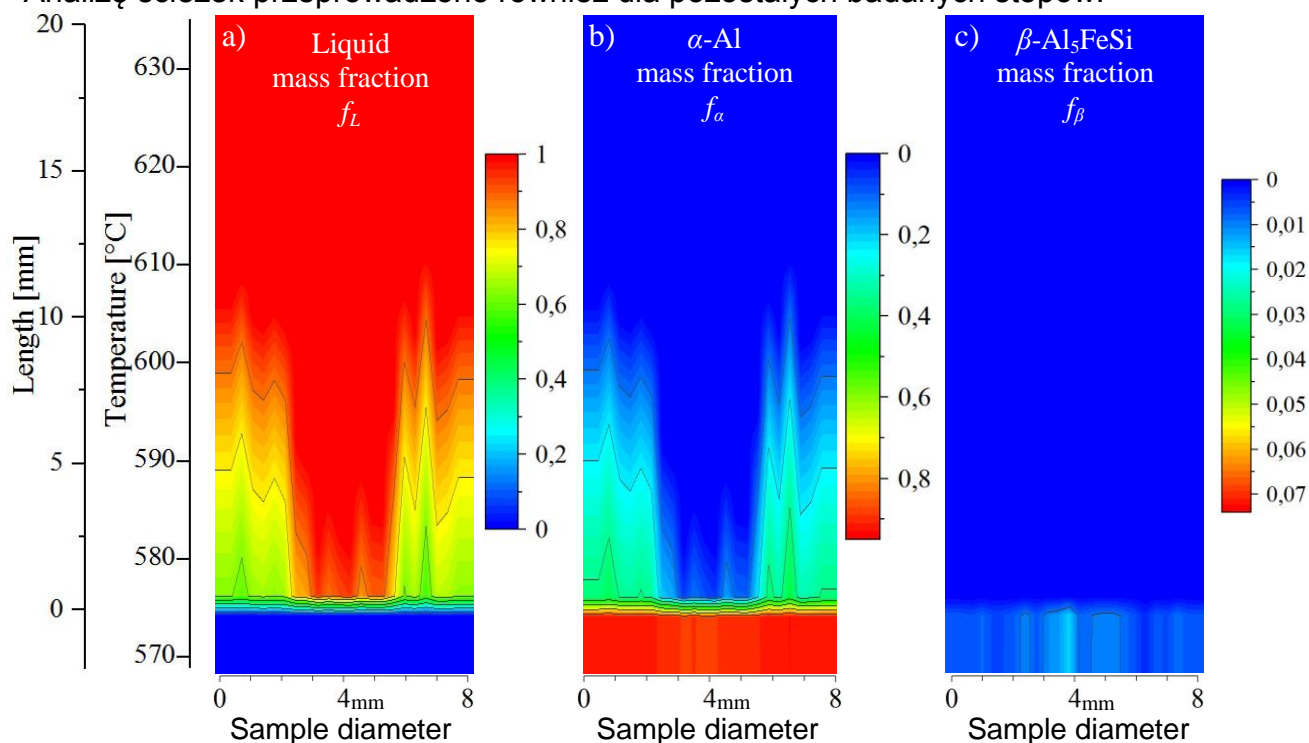
W próbce stopu **AlSi9Fe0.2** mapa ułamków masowych fazy ciekłej (Rys. 10a) oraz dendrytów α -Al (Rys. 10b) ukazała front krzepnięcia w zakresie temperatur 575-600 °C o długości około 8 mm, ale w środku z obszarem wolnym od dendrytów, kanałem o szerokości 3-4 mm. Faza β -Al₅FeSi (Rys. 10c) nie wydzielala się w temperaturach powyżej temperatury solidus 575 °C. W próbkach zaobserwowano w środku ciekły kanał, pozbawiony dendrytów i β -Al₅FeSi o dużej płynności. W próbce **AlSi7Fe0.5** front krzepnięcia obejmuje temperatury 575-615 °C i jest długi na ok. 13 mm, a obszar wolny od dendrytów węższy, o szerokości od 1 (575 °C) do 4 mm (610 °C). Faza międzymetaliczna β -Al₅FeSi rozpoczęła wzrost powyżej temperatury solidus, w zakresie 580-585 °C, ale wydzielila się w niewielkiej ilości osiągając wartość ułamka masowego f_{β} = 0.03 w 575 °C w środku próbki. W próbce **AlSi7Fe1.0** (Rys. 11 a i b) dendrytyczny front krzepnięcia jest również długi na ok. 13 mm (575-615 °C), a ciekły kanał równie szeroki na 1-4 mm. W tej próbce faza β -Al₅FeSi (Rys. 11c) rozpoczęła wzrost w zakresie temperatur 575-600 °C i w efekcie prognoza wskazała na kanał (obejmujący 6 punktów pomiarowych) pozbawiony dendrytów, ale z unoszącą się w ciekłym stopie fazą β , a w zakrzepłym środku próbki ułamek masowy wyniósł f_{β} = 0.07. W próbce stopu **AlSi5Fe1.0** mapa ułamków masowych fazy ciekłej oraz dendrytów α -Al ukazała w zakresie temperatur 575-630 °C, najdłuższy front krzepnięcia o długości ok. 18 mm i szerokości ok. 0.5-3 mm. β -Al₅FeSi rozpoczyna wzrost w zakresie temperatur 600-610 °C w środkowej ciekłej części próbki, również przed dendrytami. W trzech miejscach (punktach pomiarowych) pojawiła się faza α -Al₈Fe₂Si, zarówno między dendrytami i jak i w płynnym kanale.

Opracowana przeze mnie metodyka [B10] zastosowania wykresów ułamka masowego wydzielanych faz na podstawie obliczeń termodynamicznych pozwoliła na zobrazowanie frontu krzepnięcia w warunkach krzepnięcia kierunkowego i konwekcji wymuszonej. Analiza potrójnego układu równowagi fazowej Al-Si-Fe wykazała zróżnicowanie ścieżek krzepnięcia a wykresy ułamków masowych faz wykazały istotne zmiany ilości wydzielanych faz pod wpływem mieszania. **Mapy frontu ujawniły ciekły kanał, w którym faza β -Al₅FeSi może zarodkować i wzrastać intensywnie przed pojawieniem się dendrytów α -Al i odwrotną sytuację w zewnętrznej dendrytycznej części próbek.**

Potrójny układ równowagi fazowej Al-Si-Mn jest istotny ze względu na powstawanie faz międzymetalicznych manganu, który to stanowi ważny składnik redukcji β -Al₅FeSi poprzez tworzenie faz α -AlFeMnSi, dlatego w pracy „**Mushy Zone Morphology Calculation with Application of CALPHAD Technique**” [B12] wyznaczono sekwencje wydzielania faz, ich ilość oraz prognozy frontu krzepnięcia w krzepnięciu kierunkowym z konwekcją wymuszoną w stopach AlSiMn.

Dla stopu o składzie nominalnym **AlSi7Mn1.0** obliczona **ścieżka krzepnięcia** wykazała, że krzepnięcie rozpoczyna się w temperaturze 622 °C, gdzie jako pierwsza

wydziela się faza międzymetaliczna manganu $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$ zgodnie z reakcją $\text{L} \rightarrow \text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4 + \text{L}$, następnie ciekły stop ulega wzbogaceniu do 6.99%Si i 0.9 %Mn, osiąga temperaturę 615 °C i rozpoczyna się wydzielanie dendrytów $\alpha\text{-Al}$ wzdłuż linii monowariantnej zgodnie z $\text{L} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4 + \text{L}$. Krzepnięcie kończy się ostateczną reakcją eutektyczną $\text{L} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4 + \text{Si}$, w punkcie inwariantnym eutektyki potrójnej, w temperaturze 575 °C, w której wydziela się eutektyka aluminiowo-krzemowa Al-Si. Z powodu zaobserwowanej segregacji nastąpiła zmiana przedstawionej sekwencji wydzielania faz. W trzynastu punktach pomiarowych pierwszą wydzielającą się fazą jest $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$, natomiast w dziewięciu pozostałych jako pierwsze wzrastają dendryty. Na wykresach ułamków masowych zaobserwowano znaczące różnice ilości wydzielań. Analizę ścieżek przeprowadzono również dla pozostałych badanych stopów.

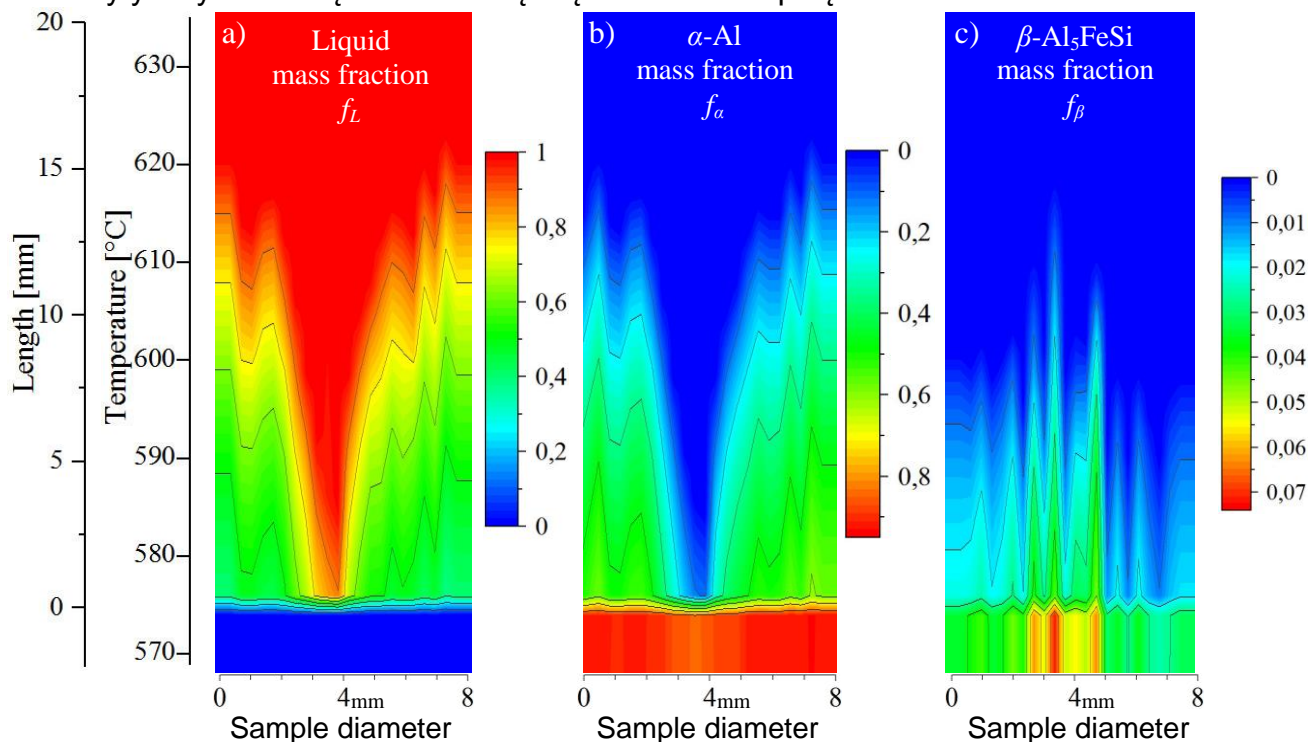


Rys. 10. Mapy frontu krzepnięcia w próbce stopu AlSi9Fe0.2: a) ułamek masowy f_L fazy ciekłej, b) ułamek masowy f_α dendrytów $\alpha\text{-Al}$, c) ułamek masowy f_β fazy $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ na przekroju próbki oraz w funkcji temperatury/długości próbki [B10].

Dla zobrazowania frontu krzepnięcia zastosowałem opracowaną przeze mnie w [B10] metodykę zastosowania wykresów ułamka masowego wydzielanych faz.

W próbce stopu **AlSi5Mn0.2** mapa ułamków masowych faz ukazała front krzepnięcia w zakresie 575-635 °C o długości około 20 mm, z płytkim (10 mm) i wąskim obszarem wolnym od dendrytów w środkowej części próbki oraz niemal brak faz $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$. W próbce **AlSi5Mn0.4** front jest długi na ok. 21 mm, w zakresie 575-638 °C, w środku z wyraźnym obszarem wolnym od dendrytów o szerokości 0.5-2 mm. $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$ wydzielila się powyżej temperatury 575 °C ale w niewielkim ułamku. Dla próbki **AlSi5Mn1.0** obszar dendrytyczny obejmuje zakres 575-635 °C z ciekłym kanałem o szerokości 1-3 mm. Faza $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$ rozpoczęła wzrost znacznie wcześniej, w temperaturze 645 °C wskazując na długość frontu 23 mm, czyli w obszarze wolnym od dendrytów mogą się unosić $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$, które w kilku miejscach mogą się wydzielać ponad obszarem dendrytycznym. W próbce stopu **AlSi7Mn1.0** mapy ułamków masowych ciekłego stopu i dendrytów ukazały krótszy obszar dendrytyczny, długości 13 mm (575-615 °C) z ciekłym kanałem szerokości 1.5-4 mm. $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$ w środku próbki o średnicy 6 mm rozpoczyna wzrost wcześniej niż dendryty, co wskazuje, że w ciekłym

kanale i ponad czołami dendrytów, fazy te mogą swobodnie się unosić i dodatkowo tam zarodkować. W próbce **AlSi9Mn1.0** obszar dendrytyczny jest najkrótszy z badanych stopów (10 mm), w zakresie 575-605 °C, natomiast najdłuższy (21 mm, 575-635 °C) obszar wydzielania $Al_{15}Si_2Mn_4$, dlatego zarówno w ciekłym kanale jak i obszarze o średnicy 7 mm fazy te mogą zarodkować, wzrastać i unosić się ponad obszarem dendrytycznym tworząc zasadniczą część frontu krzepnięcia.



Rys. 11. Mapy frontu krzepnięcia w próbce stopu AlSi7Fe1.0: a) ułamek masowy f_L fazy ciekłej, b) ułamek masowy f_α dendrytów α -Al, c) ułamek masowy f_β fazy β - Al_5FeSi na przekroju próbki oraz w funkcji temperatury/długości próbki.

W pracy [12] wykazano, że konwekcja wymuszona w warunkach krzepnięcia kierunkowego wywołuje zmiany: sekwencji wydzielania i temperatur charakterystycznych powstawania faz, kształtu i długości frontu krzepnięcia oraz wpływa na miejsce zarodkowania i przemieszczanie faz międzymetalicznych w stopach AlSiMn. Badania wskazały na powstawanie frontu krzepnięcia z gęstą strukturą dendrytyczną, środkowym obszarem wolnym od dendrytów oraz od faz $Al_{15}Si_2Mn_4$, gdzie wydzielania międzymetaliczne mają niewielką możliwość przepływu. Wykazano również powstawanie krótszego frontu dendrytycznego z fazami międzymetalicznymi $Al_{15}Si_2Mn_4$, które mogą zarodkować, wzrastać i unosić się swobodnie w obszarze ponad czołami dendrytów.

W pracy „Thermo-Calc Prediction of Mushy Zone in AlSiFeMn Alloys” [B13] opracowałem prognozy frontu krzepnięcia z rozmieszczeniem dendrytów α -Al, faz β - Al_5FeSi i $Al_{15}Si_2Mn_4$. Fazy β - Al_5FeSi rozpoczynają wzrost głównie w temperaturach niższych od temperatur powstawania dendrytów α -Al i dlatego przeważnie unoszą się pomiędzy dendrytami i poniżej czoła frontu dendrytycznego. $Al_{15}Si_2Mn_4$ zarodkują w wyższych temperaturach niż β i w wielu miejscach przed α -Al dlatego mogą wzrastać i unosić się ponad strefą dendrytyczną stanowiąc znaczną część obszaru stało-ciekłego. Takie unoszenie z ruchami konwekcji wymuszonej umożliwia wydzieleniom $Al_{15}Si_2Mn_4$ bardziej równomierne rozmieszczenie na przekroju zakrzepłych próbek, podczas gdy β są bardziej skoncentrowane w części środkowej. Wskazać należy na odmienne przepuszczalności obszaru dendrytycznego z fazami β - Al_5FeSi i obszaru ciekłego stopu

z unoszącymi się w nim zróżnicowanymi morfologicznie (co wykazano w [B6]) fazami manganu. **Zmiana długości i kształtu obszaru dendrytycznego, zawartości Si (struktury dendrytycznej) oraz rozmieszczenia poszczególnych faz α -Al, β -Al₅FeSi i Al₁₅Si₂Mn₄ może znacząco wpływać na przepuszczalność w środkowej i zewnętrznej części próbek, a więc na zróżnicowanie ruchów konwekcyjnych penetrujących strefę stało-ciekłą.**

W pracy „**Directional Solidification of AlSi Alloys with Fe Intermetallic Phases**” [B5] zaproponowałem metodykę efektywnego kalibrowania urządzenia do krzepnięcia kierunkowego. Krzepnięcie kierunkowe jest m.in. techniką badawczą pozwalającą na badanie krzepnięcia metali i stopów dzięki możliwości prowadzenia procesu krzepnięcia w kontrolowanych warunkach cieplnych, gradiencie temperatury, szybkości chłodzenia i prędkości frontu krzepnięcia. W stosowanym urządzeniu Artemis wymagane jest sterowanie temperaturą dwóch niezależnych pieców. Wprowadzenie określonych warunków cieplnych (gradientu, etc.) wymaga ustalenia profilu temperatury za pomocą modelu, w którym istotne jest m.in. wskazanie wartości właściwości termofizycznych badanego stopu: gęstości ρ w zakresie T_L - T_S , entalpi ΔH , przewodności cieplnej λ_L i λ_S w temperaturach T_L i T_S oraz efektywnej długości gradientu L . W modelu wprowadziłem współczynnik M , który podlegał modyfikacji przy uwzględnieniu eksperymentalnych wartości prędkości frontu v wyznaczanych z obserwacji promieniowania na powierzchni próbki podczas krzepnięcia w przezroczystym tyglu aerożelowym. **Wprowadzenie współczynnika M pozwoliło mi na skrócenie procesu kalibracji i precyzyjne prowadzenie procesu krzepnięcia przy założonym gradiencie temperatury, szybkości chłodzenia i prędkości frontu krzepnięcia.**

W pracy „**Effect of Contact Gap in Directional Solidification of AlSiFe Alloys**” [B7] rozważałem zjawisko powstawania szczeliny pomiędzy próbką a dolnym piecem w urządzeniu do krzepnięcia kierunkowego Artemis. W wynikach krzepnięcia kierunkowego prowadzonego w zakresie $v = 0.02$ - 0.12 mm/s zaobserwowano losowy wzrost prędkości w stosunku do wartości założonej w eksperymencie. W urządzeniu rozkład temperatury w badanej próbce jest ustalany poprzez nagrzewanie górnego i dolnego pieca, a ciepło z układu odpływa przez ochładzalnik w dolnym piecu. **Wykazano, że powstawanie szczeliny pomiędzy próbką i ochładzalnikiem jest najistotniejszym czynnikiem zaburzającym przebieg kontrolowanego procesu krzepnięcia kierunkowego.**

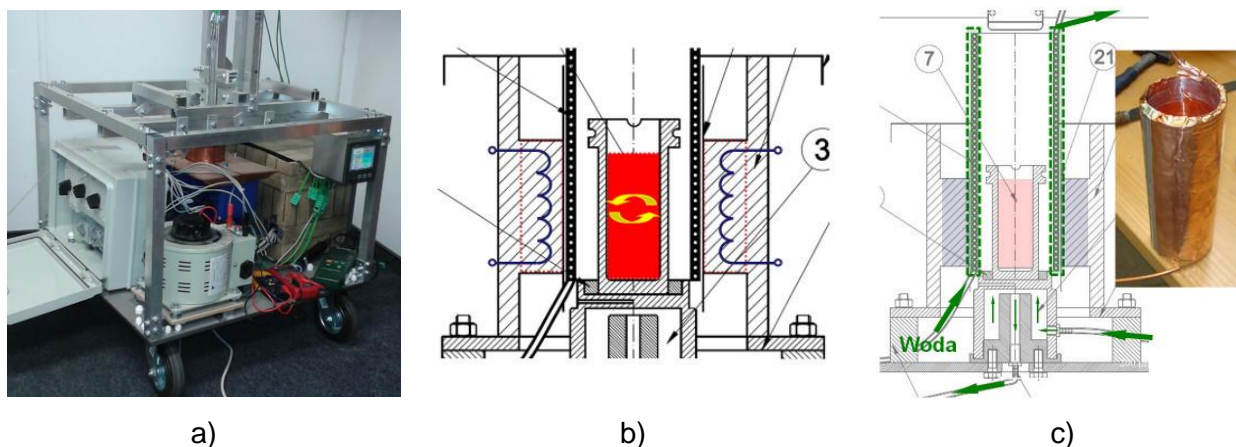
W odlewach, dendryty kolumnowe charakterystyczne dla krzepnięcia kierunkowego występują jedynie w warstwie powierzchniowej, natomiast wewnątrz odlewu krzepnięcie zbliżone jest do objętościowego, dlatego w pracy „**Microstructural evolution in AlMgSi Alloys during solidification under electromagnetic stirring**” [B11] przebadano wpływ konwekcji wymuszonej na strukturę dendrytyczną równoosiową stopów AlMgSi z fazami międzymetalicznymi Fe i Mn.

Krzepnięciu objętościowemu (Rys. 12) poddano stopy aluminium z 5% magnezu, 5% krzemu oraz z żelazem i manganem w warunkach konwekcji wymuszonej przy małej prędkości stygnięcia (0.112 K/s w zakresie likwidus-solidus) i małym gradiencie temperatury (0.143 K/mm), co zapewniło strukturę z dendrytami równoosiowymi α -Al, powstanie eutektyki aluminiowo-krzemowej Al-Si, fazy międzymetaliczne żelaza β -Al₅FeSi i manganu Al₁₅Si₂Mn₄, a obecność magnezu wywołała powstawanie eutektyki magnezowo-krzemowej Mg₂Si.

W próbce stopu AlSi5Fe1.0 (jedynej bez magnezu) konwekcja spowodowała zmniejszenie odległości między ramionami drugorzędowymi dendrytów λ_2 (inaczej SDAS, oznaczenie λ_2 zgodne ze stosowanym w publikacji [B11]) od 87 do 77 μm (-12%), powierzchni właściwej S_v z 0.023 na 0.019 μm^{-1} , skrócenie faz β -Al₅FeSi od 71 do 57 μm

(-20%), wzrost gęstości ich występowania od 109 do 160 mm⁻² i zwiększyła odstęp eutektyki aluminiowo-krzemowej Al-Si od 8.5 do 9.5 μm. Zgodnie z obliczeniami Calphad, jako pierwsze wydzielają się dendryty α-Al od temperatury 627.4 °C, następnie fazy β-Al₅FeSi od 608.4 °C i ostatecznie wydzieliła się eutektyka w 575 °C. Konwekcja spowodowała przemianę dendrytów α-Al z równoosiowych do postaci rozet z pojedynczymi dendrytami i sferoidami. Fazy β-Al₅FeSi rozpoczęły wzrost gdy wydzieliło się już ok. 40% α-Al, czyli skracanie β i wzrost gęstości następowały przy znacznie rozbudowanej strukturze dendrytycznej, która redukowała przepływy i wspomagała oddziaływania mechaniczne pomiędzy α-Al i β.

Mieszanie spowodowało w próbce stopu AlMg5Si5 pomijalnie małe zmiany odległości między ramionami drugorzędowymi dendrytów, wzrost λ₂ od 67 do 68 μm, zmniejszenie powierzchni właściwej S_v od 0.036 do 0.024 μm⁻¹ i odstępów eutektyki Al-Si od 9.8 do 8.8 μm. W stopie jako pierwsze wydzielają się dendryty α-Al od temperatury 608.0 °C, następnie Mg₂Si od 581.7 °C i ostatecznie eutektyka Al-Si w 558.6 °C. Wzrost fazy α-Al był niezakłócony przez Mg₂Si do temperatury 581.7 °C i ułamka masowego α-Al f_α=37.28 % co pozwoliło na formowanie rozet zamiast dendrytów równoosiowych. Najwyraźniej przepływy konwekcyjne zostały zredukowane przez Mg₂Si co spowodowało pomijalnie małe zmiany λ₂, w przeciwieństwie do AlSi5Fe1.0 gdzie proces koagulacji ramion dendrytów podlegał wpływowi konwekcji prowadząc do redukcji λ₂.



Rys. 12. Schemat urządzenia do krzepnięcia w polu elektromagnetycznym: a) zdjęcie z widocznym rejestratorem temperatury, autotransformatorem do zasilania jednofazowego oraz zestawem przełączników do zasilania trójfazowego transformatorami toroidalnymi, b) schemat rozmieszczenia próbki w tyglu grafitowym oraz cewek generujących pole, c) schemat rozmieszczenia chłodnicy oddzielającej cewki od tygla z ciekłym stopem.

Konwekcja wymuszona zmodyfikowała próbce w AlMg5Si5Fe1.0 odstęp drugorzędowe λ₂ od 60 do 62 μm, powierzchnię właściwą S_v od 0.034 do 0.026 μm⁻¹, zmniejszyła odstęp eutektyki Al-Si od 11.7 do 6.8 μm oraz eutektyki Mg₂Si od 11.7 do 12.7 μm. W stopie tym jako pierwsze wydzielają się dendryty α-Al od temperatury 603.8 °C, następnie fazy β-Al₅FeSi od 592.5 °C, kolejno Mg₂Si od 580.9 °C i ostatecznie eutektyka Al-Si w 565.5 °C. Wzrost α-Al był niezakłócony przez β-Al₅FeSi do temperatury 592.5 °C i przez Mg₂Si do 580.8 °C, co pozwoliło na powstanie rozet α-Al, a odstęp drugorzędowych ramion dendrytów zmieniły się niewiele. Wyniki wskazują, że proces skracania faz β-Al₅FeSi o 5% i wzrost gęstości występowania (14%) jest determinowany obecnością Mg₂Si, w porównaniu do stopu AlSi5Fe1.0. Początkowo β wzrastały pomiędzy dendrytami, jednak dalej ze wzrostem Mg₂Si przepływy konwekcyjne osłabły i zmniejszeniu uległa możliwość redukcji długości β-Al₅FeSi.

Pod wpływem konwekcji, w próbce stopu AlMg5Si5Mn1.0 zaobserwowano brak zmian odległości ramion dendrytów λ_2 , zmniejszenie powierzchni właściwej S_v od 0.036 do 0.028 μm^{-1} , wzrost odstępów eutektyki Al-Si od 7.5 do 8.7 μm i wzrost dla Mg_2Si od 11.6 do 12.0 μm . Wielkość faz międzymetalicznych manganu uległa zmniejszeniu o około 9%, od 299 do 273 μm i wzrosła gęstość ich występowania n_{Mn} od 20 do 27 mm^{-2} . W stopie tym jako pierwsze ulegają wydzielaniu $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$ od temperatury 651.6 °C, następnie wzrastają dendryty $\alpha\text{-Al}$ od 606.0 °C, jako trzecia Mg_2Si od 582.6°C i na koniec wydziela się eutektyka Al-Si w 558.3 °C. Około 60% faz $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$ wzrastało swobodnie w ciekłym stopie zanim rozpoczął się wzrost $\alpha\text{-Al}$. Podobnie do pozostałych stopów zawierających Mg, odstęp ramion λ_2 nie uległy zmianie a obecność $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$ nie zakłóciła powstawania rozet $\alpha\text{-Al}$.

Konwekcja wygenerowana polem o gęstości 11 mT (Rys. 12) spowodowała przemianę dendrytów z równoosiowych do postaci rozet z pojedynczymi dendrytami i sferoidami, zasygnalizowaną obniżeniem wartości parametru powierzchnia właściwa S_v .

Zmniejszeniu uległy odległości między ramionami drugorzędowymi dendrytów λ_2 w stopie AlSi5Fe1.0, w przeciwieństwie do krzepnięcia kierunkowego, gdzie zaobserwowano brak zmian λ_2 z powodu obecności $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, które redukują przepływ wzmagający koagulację. Natomiast w krzepnięciu kierunkowym bez $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ zaobserwowano wzrost [58], w wyniku koagulacji wzmaganej przepływem podczas nieobecności β . W stopach z magnezem (e.g. AlMg5Si5Mn1.0) brak jest zmian λ_2 . Odległość między ramionami drugorzędowymi λ_2 jest determinowane procesem koagulacji [86,87], a jej wielkość określono za pomocą modeli [60,88,89] zakładających proces w warunkach dyfuzyjnych i ujętych jako funkcja czasu krzepnięcia t .

$$\lambda_2 = c_1 \cdot t^{n_1}$$

gdzie $n_1 = 0.33$ to współczynnik dla warunków dyfuzyjnych i $n_1 = 0.48$ dla warunków konwekcyjnych, c_1 to współczynnik materiałowy. Analiza odległości między ramionami drugorzędowymi λ_2 i wartości współczynników c_1 i n_1 wskazała na wpływ konwekcji odmienny w krzepnięciu objętościowym w porównaniu do badań krzepnięcia kierunkowego [58,90] a wyrażony wyznaczonymi wartościami współczynnika n_1 .

Średnia długość faz międzymetalicznych żelaza $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ zmniejszyła się o 20% w stopie AlSi5Fe1.0, natomiast w stopie AlMg5Si5Fe1.0 o 5%, a w AlMg5Si5Fe1.0Mn1.0 brak jest zmian. We wszystkich stopach wzrosła gęstość występowania. Fazy międzymetaliczne manganu zmniejszyły wielkość o 9%, wzrosła gęstość występowania, natomiast odstęp między płytkami eutektyki aluminiowo-krzemowej i magnezowo-krzemowej nie wskazały jednoznacznej zmiany pod wpływem konwekcji. Z obliczeń Calphad wiadomo, że w stopie AlSi5Fe1.0 faza $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ rozpoczyna wzrost w temperaturze 608 °C jako druga po rozetach $\alpha\text{-Al}$, które wydzieliły się w 40% nie blokując konwekcji i skrócenia o 20% płytek β . Natomiast w stopie z AlMg5Si5Fe1.0 β wydzielają się od 592 °C, eutektyka magnezowo-krzemowa od 581 °C, i brak jest zmian odległości między ramionami dendrytów, a fazy β uległy skróceniu o 5% a nie 20%.

Wykazano, że **obecność eutektyki magnezowo-krzemowej Mg_2Si osłabia skutki konwekcji wymuszonej w końcowym etapie krzepnięcia i w konsekwencji zmianę odstępów między ramionami dendrytów oraz skracanie faz $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, natomiast nie blokuje wzrostu fazy $\alpha\text{-Al}$ w postaci rozet zamiast dendrytów równoosiowych.**

Badania [B11] wykazały korzystny efekt konwekcji wymuszonej w krzepnięciu objętościowym na skracanie faz $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ oraz zmniejszenie odstępów między

ramionami drugorzędowymi dendrytów, jednak wskazały na istotność występowania wydzielen (np. Mg_2Si), które mogą blokować przepływy i zmiany mikrostruktury.

Przedstawione wyniki [B11] uzyskałem w eksperymentach w zbudowanym przez mnie **urządzeniu do krzepnięcia w polu elektromagnetycznym**, które pozwala na krzepnięcie odlewów w formach o średnicy do 70 mm (Rys. 12). W urządzeniu, pole elektromagnetyczne generowane jest zestawem cewek (Rys. 12b) zasilanych z sieci, w układzie jednofazowym poprzez autotransformator lub trójfazowym poprzez transformatory toroidalne. Zastosowano autotransformator Tufvassons (Sigtuna, Szwecja) typ KIEA 4, o napięciu wejściowym 230 V (50-60 Hz) i wyjściowym 0-260 V (3.8A), kondensatory Miflex MKSP 5P (60 μF , 450V/500V) oraz transformatory toroidalne Breve TTS 150/Z (napięcie pierwotne 230V 50/60 Hz oraz wtórne 12V 6.0 A).

Dla kontroli warunków cieplnych zapewniłem możliwość pomiaru temperatury w krzepnącym odlewie, formie i ochładzalniku oraz w uzwojeniu cewek nagrzewających się podczas zasilania elektrycznego. Zastosowałem termoelementy typu K (TP-203) oraz rejestrator danych APAR AR 207 (Rys. 12a). Dla ochrony uzwojenia cewek przed nagrzewaniem się od odlewu i tygła zbudowałem chłodnicę (Rys. 12c) w postaci spirali z rurki miedzianej zasilaną wodą sieciową (wydatek wody 5-10 L/min.). Ponadto dla ochrony uzwojenia, a głównie dla spowolnienia chłodzenia i krzepnięcia próbek zamontowana została izolacja cieplna wokół całego tygła. Zastosowałem izolację Fiberfrax Sibral (Unifrax, Tonawanda USA) o przewodności 0.1 W/mK oraz matę izolacyjną aerożelową Porogel Optima Evergel (Aerogels Nanotechnology, USA) o przewodności 0.02 W/mK. Zastosowanie izolacji zapewniło warunki krzepnięcia objętościowego przy małej prędkości stygnięcia (0.112 K/s w zakresie temperatur likwidus-solidus) i małym gradiencie temperatury (0.143 K/mm). W urządzeniu zamontowałem miernik rozkładu pola elektromagnetycznego, teslomierz Extech MF 100 (Extech) z sondą poprzeczną lub alternatywnie wykorzystywałem gaussomierz TH26 (Aspan, Warszawa). Przy różnych zasilaniach zmierzyłem gęstość pola i osiągnąłem wartość 11 mT (przy zasilaniu 45V i 10A), a oszacowana prędkość obrotowa wirującego ciekłego stopu wyniosła 2.1 obr./s.

Dla zapewnienia krzepnięcia objętościowego zastosowałem izolację cieplną wokół całej próbki, ale alternatywnie możliwe było również krzepnięcie ukierunkowane od dolnego ochładzalnika mosiężnego chłodzonego wodą. W takiej konfiguracji formę stanowią rurki o średnicy do 38 mm i długości ok. 300 mm z grafitu lub masy formierskiej.

W odlewach próbek [B11] wykazano skuteczność działania konwekcji wymuszonej. **Zastosowanie mieszania ciekłego stopu polem elektromagnetycznym w celu zredukowania negatywnego wpływu faz międzymetalicznych żelaza $\beta-Al_5FeSi$ możliwe jest w odlewaniu ciągłym (tuż po wyjściu odlewu z krystalizatora), w odlewaniu metodą wytapianych modeli i innych metodach z użyciem form o małych rozmiarach.**

4.C.6. Podsumowanie – najważniejsze osiągnięcia i elementy nowości naukowej

Celem naukowym jednotematycznego zbioru prac było opracowanie podstaw nowej metody redukcji wpływu faz międzymetalicznych żelaza $\beta-Al_5FeSi$ w warunkach konwekcji wymuszonej generowanej urządzeniem indukującym pole

elektromagnetyczne wokół metalu odlewane do formy odlewniczej i podczas krzepnięcia odlewu.

Osiągnięcia naukowe składające się na jednotematyczny zbiór prac, które przekładają się na postawiony cel naukowy, stanowią badania ukierunkowane na wpływ konwekcji wymuszonej na zarodkowanie, wzrost, morfologię i przestrzenne rozmieszczenie faz międzymetalicznych żelaza w stopach aluminium z krzemem, zawierających żelazo i/lub mangan. Szereg badań składających się na jednotematyczny cykl publikacji obejmuje:

- **wpływ konwekcji wymuszonej na mikrostrukturę stopów [B2]**, gdzie wykazano, że w krzepnięciu kierunkowym konwekcja redukuje odstęp między ramionami pierwszorzędowymi dendrytów (PDAS) w wyniku wzrostu przechłodzenia stężeniowego pomiędzy głównymi ramionami dendrytów oraz nie zmienia odstępów drugorzędowych ramion dendrytów (SDAS) zależnych od procesu koagulacji zachodzącego głębiej w strefie stało-ciekłej, w której przepływy uległy zanikowi, podobnie do wartości SDAS zmienia się wartość powierzchni właściwej S_v .
- **wpływ konwekcji wymuszonej na fazy międzymetaliczne, ich morfologię i rozmieszczenie [B1,B3,B6,B8,B9]**, wykazałem skracanie igieł β - Al_5FeSi w strukturze dendrytycznej i wydłużanie w obszarze eutektycznym z wyraźnym wzrostem gęstości występowania pod wpływem konwekcji wymuszonej, histogramy wskazały, że skracanie faz β jest efektem wzrostu gęstości występowania krótkich faz, wykazałem, że zastosowanie konwekcji jest efektywniejsze w przypadku skracania β niż redukcja zawartości żelaza a odpowiedniej wielkości przepływ w strukturze dendrytycznej umożliwia zredukowanie wielkości β czyli zastosowanie mieszania może zmniejszyć negatywny wpływ β na właściwości odlewów, wyniki nie wskazały na związek mieszania z m.in. fazami blokowymi, chińskim pismem i zakrzywionymi płytkami β - Al_5FeSi , wyniki tomografii komputerowej X-ray ujawniły skomplikowaną przestrzenną morfologię i rozmieszczenie faz międzymetalicznych żelaza i manganu, m.in. zakrzywione, zagięte, rozgałęzione, z twinningiem, krzyżujące się, z otworami, z pofalowaną powierzchnią i uformowane na i wokół powierzchni porowatości.
- **ocenę warunków konwekcyjnych podczas krzepnięcia [B4,B9]**, w której wskazałem, że pole elektromagnetyczne wywołuje przepływ azymutalny osiowy i promieniowy, który transportuje ciekły stop i domieszkę z czoła dendrytów w kierunku centrum i wyższych temperatur powyżej dendrytów, fazy międzymetaliczne β - Al_5FeSi rozpoczynające wzrost kilka milimetrów poniżej czoł dendrytów i unoszone do obszaru wyższych temperatur ulegają nadtopianiu i roztopianiu a taka fragmentacja i przetapianie działa jako źródło zarodków nowych wydzieliń powodując większą gęstość występowania krótkich faz i ostatecznie zmniejszenie średniej długości płytek β - Al_5FeSi .
- **prognozę frontu krzepnięcia w krzepnięciu kierunkowym [B10,B12,B13]**, opracowałem metodykę zastosowania obliczeń termodynamicznych Calphad do prognozowania frontu krzepnięcia z rozmieszczeniem dendrytów i faz międzymetalicznych w warunkach krzepnięcia kierunkowego i konwekcji wymuszonej, na podstawie analizy układów równowagi fazowej Al-Si-Fe, Al-Si-Mn i Al-Fe-Mn i map frontu wykazałem, że konwekcja wywołuje zmiany: sekwencji wydzielania i temperatur powstawania faz, kształtu i długości frontu krzepnięcia oraz wpływa na miejsce zarodkowania i przemieszczanie faz międzymetalicznych, mapy ujawniły m.in. ciekły kanał, w którym faza β - Al_5FeSi może zarodkować i wzrastać

intensywnie przed pojawieniem się dendrytów α -Al lub powstawanie krótkiego obszaru dendrytycznego z $\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{Mn}_4$, które mogą zarodkować, wzrastać i unosić się swobodnie w obszarze ponad czołami dendrytów, co może znacząco wpływać na przepuszczalność w środkowej i zewnętrznej części próbek, a więc na zróżnicowanie ruchów konwekcyjnych penetrujących strefę stało-ciekłą.

- **analizę warunków krzepnięcia kierunkowego dla stopów zbliżonych składem do siluminów podeutektycznych [B5,B7]**, zaproponowałem metodykę efektywnego kalibrowania urządzenia do krzepnięcia kierunkowego w celu precyzyjnego prowadzenie procesu krzepnięcia przy założonym gradiencie temperatury, szybkości chłodzenia i prędkości frontu oraz wskazałem na zjawisko powstawania szczeliny pomiędzy próbką a elementem grzejnym jako najistotniejszym czynnikiem zaburzającym ten proces.
- **badania dla warunków krzepnięcia objętościowego [B11]**, wykazałem możliwość modyfikacji faz międzymetalicznych (skrótowanie β - Al_5FeSi) i dendrytów (zmniejszenie odległości między ramionami dendrytów) również w krzepnięciu objętościowym oraz że efektywność modyfikacji jest determinowana zawartością pierwiastków oraz faz (np. Mg_2Si), które komplikują strukturę i proces jej powstawania i bezpośrednio wpływają na ruchy konwekcyjne w skali obszarów między dendrytycznych.
- **skonstruowanie i zbudowanie prototypu urządzenia do odlewania w polu elektromagnetycznym [B11]**, opracowałem [B1-B13] podstawy technologii kontrolowania faz międzymetalicznych i sterowanie ich morfologią i rozmieszczeniem przestrzennym dla poprawienia właściwości odlewów poprzez generowanie ruchów konwekcyjnych co stało się przyczynkiem do skonstruowania i zbudowania urządzenia do odlewania w polu elektromagnetycznym.

Wyniki wymienionych badań stanowią istotny wkład w istniejący stan wiedzy dotyczący wytwarzania odlewów, procesu krzepnięcia stopów AlSi, warunków powstawania, struktury stopu i morfologii faz międzymetalicznych żelaza oraz manganu w warunkach konwekcji naturalnej i wymuszonej.

4.C.7. Finansowanie badań do jednotematycznego cyklu publikacji

Cykl 13 publikacji [B1-B13] o spójnej tematyce i stanowiących podstawę postępowania habilitacyjnego przedstawia badania, które **finansowano ze źródeł**:

- Projekt/stypendium [D14] – **Marie Curie Actions IEF** - iPhaseFlow project - The new technology of intermetallic phases treatment by fluid flow in Al-Si casting alloys. PIEF-GA-2009-235874. Projekt zrealizowany w okresie 2009.09.15-2011.09.14, w German Aerospace Center DLR w Kolonii (Institute of Materials Physics in Space), w zespole Prof. Lorenza Ratke, sfinansowany w 7-mym Programie Ramowym UE.
- Projekt/stypendium [D15] – **DLR-DAAD-Fellowships** project. Intermetallic phase formation in Al alloys. Fellowship No 69/2011. Projekt zrealizowany w okresie 2011.10.01-2012.05.31 w German Aerospace Center DLR w Kolonii (Institute of Materials Physics in Space), w zespole Prof. Lorenza Ratke i sfinansowany przez German Academic Exchange Service DAAD.
- Projekt/stypendium [D16] – **Marie Curie Actions CIG** - iFlowFePhase project – The melt stirring in AlMgSi alloys as the new technology of intermetallics treatment. FP7-MC-CIG-GA-2014-613906. Projekt zrealizowany w okresie 2014.05.01-2018.04.30 w

Politechnice Poznańskiej (Instytut Technologii Materiałów) pod kierunkiem Prof. Jacka Jackowskiego i Prof. Marka Szostaka. www.iFlowFePhase.info.

- **Fundusz Rozwoju** Wydziału Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej w roku 2014, zarządzany przez dziekana Prof. Olafa Ciszaka.
- **Fundusz Rozwoju** Wydziału Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej w roku 2016, zarządzany przez dziekana Prof. Olafa Ciszaka.

4.C.8. Literatura cytowana w omówieniu osiągniętych wyników prac

- [1] P. Skjerpe: *Metall. Trans. A*, 1987, vol. 18A, pp. 189.
- [2] V.G. Rivlin and G.V. Raynor: *Int. Metall. Rev.*, 1981, vol. 3, pp. 133-152.
- [3] S.G. Shabestari: *Mater. Sci. Eng.* 2004, A 383, pp. 289–298.
- [4] W. Khalifa, F.H. Samuel, J.E. Gruzleski, Iron intermetallic phases in Al corner of the Al-Si-Fe system. *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, vol. 34, pp. 807-825.
- [5] Srivastava A.K., et al., Microstructural features induced by spray processing and hot extrusion of an ... *Acta Materialia* 54 (2006) 1741-1748.
- [6] L. Zhang, J. Gao, L. Damoah, D. Robertson, Removal of iron from aluminium – A Review. *Mineral Processing and Extractin Metall. Rev.* Vol. 33, 99-157, 2012.
- [7] Dinnis et al. Iron related porosity in Al-Si-Cu foundry alloys. *Materials Science and Engineering A* 425 (2006) 286-296.
- [8] Moustafa M.A. Effect of iron content on the formation of β -Al₅SiFe and porosity... *Journal of Materials Process. Tech.* 2008.
- [9] Firouzdor V. Effect of microstructural constituents on the thermal fatigue life of A319 Al alloy. *Materials Science and Eng. A* 454-455 (2007).
- [10] Yi J.Z. et al., Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast... *Materials Science and Engineering A* 386 (2004).
- [11] Lassance D. et al., Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx Al alloys. *Progress in Materials Science* 52 (2007).
- [12] Ma Z., et al., A study of tensile properties in AlSiCu and AlSiMg alloys. Effect of ... *Materials Science and Engineering A* 490 (2008).
- [13] Tash M., et al., Effect of metallurgical parameters on the hardness and microstructural... *Materials Science and Engineering A* 4430 (2007).
- [14] Kim H.Y., et al., The influence of Mn and Cr on the tensile properties of A356-0.2Fe alloy. *Materials Letters* 60 (2006) 1880-1883.
- [15] Chen Z.W., et al., The effect of squeeze casting pressure and iron content on the impact energy... *Materials Science and Engineering A* 221 (1996).
- [16] Ferrarini C.F., et al., Microstructure and mechanical properties of spray deposited... *Materials Science and Engineering A* 375-377 (2004).
- [17] Tash M., et al., Effect of metallurgical parameters on the machinability of heat-treated 356 ... *Materials Science and Engineering A* 434 (2006).
- [18] R.P. Wei, C.M. Liao, M. Gao, A Transmission Electron Microscopy Study of Constituent Particle-Induced Corrosion in 7075-T6 and 2024-T3 Aluminum Alloys *Metall. Mater. Trans.* 29A (1998) 1153.
- [19] Z. Górny, J. Sobczak, Nowoczesne tworzywa odlewnicze na bazie metali nieżelaznych. Wyd. ZA-PIS. Kraków 2005.
- [20] Hwang J.Y., et al., The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties... *Materials Science and Engineering A* 488 (2008).
- [21] Ashtari P, et al., Influence of Li addition on intermetallic compound morphologies in Al-Si-Cu-Fe cast alloys. *Scripta Materialia* 51 (2004).
- [22] Ashtari P, et al., Modification of Fe-containing intermetallic compound by K addition to Fe-rich AA319 Al alloy. *Scripta Materialia* 53 (2005).
- [23] Suarez-Pena B., et al., Influence of Sr modification and Ti grain refinement on the morphology of Fe-rich... *Scripta Materialia* 54 (2006).
- [24] Kumari S.S., et al., A study on the structural, age hardening and mechanical charact. on Mn and Ca... *Journal of Alloys Compound* 453 (2008).
- [25] Kuijpers N.C.W., et al., The dependence of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation ... *Materials Science and Engineering A* 394 (2005).
- [26] Narayanan, L. A., Samuel, F. H., and Gruzleski, J. E., 1994, Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminum-alloy. *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 25, pp. 1761.
- [27] Shabestari S.G., et al., Effect of copper and solidification conditions on the ... *Journal of Materials Processing Technology* 153-154 (2004).
- [28] Garcia-Garcia G., et al., Copper content and cooling rate effects over second phase particles behavior... *Materials and Design* 28 (2007).
- [29] Seifeddine S., The influence of cooling rate and Mn content on the β -Al₅FeSi *Materials Science and Engineering: A*, Volume 490, Issues 1–2, 25 August 2008, Pages 385-390.
- [30] Sha G., et al., Growth related metastable phase selection in a 6xxx series wrought Al alloy. *Materials Science and Engineering A* 304-306 (2001).
- [31] Couture, A., 1981, "Iron in aluminum casting alloys—a literature survey." *International Cast Metals Journal*, 6, pp. 9–17.
- [32] Mahta, M., Emamy, M., Daman, A., Keyvani, A., and Campbell, J., 2005, "Precipitation of Fe rich intermetallics in Cr- and Co-modified A413 alloy." *International Journal of Cast Metals Research*, 18, pp. 73–79.
- [33] Mondolfo, L. F., 1976, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London: Butterworths.

Piotr Mikołajczak – "Krzepnięcie stopów AlSi z fazami międzymetalicznymi żelaza w warunkach konwekcji wymuszonej" – Autoreferat

- [34] Van Der Donk, H. M., Nijhof, G. H., and Castelijns, C. A. M., 1995, "The removal of iron from molten aluminum." Third International Symposium. Recycling of Metals, and Engineered Materials, Point Clear, AL: Minerals, Metals, and Materials Society, pp. 651–661.
- [35] De Moraes, H. L., De Oliveira, J. R., Espinosa, D. C. R., and Tenorio, J. A. S., 2006, 'Removal of iron from molten recycled aluminum through intermediate phase filtration.' *Materials Transactions*, 47, pp. 1731–1736.
- [36] Matsubara, H., Izawa, N., and Nakanishi, M., 1998, "Macroscopic segregation in Al-11 mass% Si alloy containing 2 mass% Fe solidified under centrifugal force." *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 48, pp. 93–97.
- [37] Kolin, A., 1953, "An electromagnetokinetic phenomenon involving migration of neutral particles." *Science*, 117, pp. 134–137.
- [38] L.F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, Butterworths, London, 1976.
- [39] Fang, X.; Shao, G.; Liu, Y.Q.; Fan, Z. Effects of intensive forced melt convection on the mechanical properties of Fe containing Al-Si based alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 2007, 445–446, 65–72.
- [40] Nafisi, S.; Emad, D.; Shehata, T.; Ghomashchi, R. Effects of electromagnetic stirring and superheat on the microstructural characteristics of Al-Si-Fe alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 2006, A432, 71–83.
- [41] H.R. Shahverdi, R. Ghomashchi, H. Shabestari, J. Hedjazi, J. Mater. Proc. Technol. 124 (2002) 345–352.
- [42] Dinnis, C. M., Taylor, J. A., and Dahle, A. K., 2006, "Interactions between iron, manganese and the Al-Si eutectic in hypoeutectic Al-Si alloys." *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, pp. 3283–3291.
- [43] Cao, X. and Campbell, J., 2004b, "The solidification characteristics of Fe-rich intermetallics in Al-11.5Si-0.4Mg cast alloys." *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metal Metallurgy and Materials Science*, 35A, pp. 1425–1435.
- [44] Braszczyński J. *Teoria procesów odlewniczych*. Państwowe Wydawnictwo Naukowe 1989.
- [45] Fraś, E. (2003). *Krystalizacja metali*. Warszawa: Wydawnictwo Naukowo-Techniczne.
- [46] Kurz, W.; Fisher, D. *Fundamentals of Solidification*; Trans Tech Public.: Zurich, Switzerland, 1992; pp. 85–90.
- [47] Dantzig, J.A.; Rappaz, M. *Solidification*; EPFL Press: Lausanne, Switzerland, 2009.
- [48] Jackson K. *Kinetic Processes: Crystal Growth, Diffusion, and Phase Transitions in Materials*. Wiley VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim 2004.
- [49] Tomaszewski, P.E. (2002). Jan Czochralski - Father of the Czochralski method. *Journal of Crystal Growth*. 236, 1-4.
- [50] Duffar, T., Serrano, M.D., Moore, C.D., Camassel, J., Contreras, S. & Tanner, B.K. (1998). Bridgman solidification of GaSb in space. *Journal of Crystal Growth*. 192, 63-72.
- [51] Alkemper, J., Sous, S., Stoker, C. & Ratke L. (1998). Directional solidification in an aerogel furnace with high resolution optical temperature measurements. *Journal of Crystal Growth*. 191, 252-260.
- [52] Steinbach, S. & Ratke, L. (2004). In situ optical determination of fraction solid. *Scripta Materialia*. 50, 1135-1138.
- [53] Steinbach, S. (2005). The influence of fluid flow on the microstructure evolution of directional solidified Al-Si and AlSi-Mg alloys (in German). Ph.D. Thesis. RWTH, Germany.
- [54] German Aerospace Center DLR, Institute of Materials Physics in Space. Cologne, Germany. www.dlr.de/mp.
- [55] Piotr Mikołajczak, Politechnika Poznańska. Materiały niepublikowane.
- [56] Steinbach S, Trans. Indian Met., Vol. 60, Nos. 2-3, April-June 2007, pp 137-141.
- [57] Steinbach S, Ratke L, Metall. Mater. Trans. Vol. 38A, July 2007, 1388-1394.
- [58] Beckerman C, et al, J. Comp. Phys., 1999, vol. 154, pp. 468-96.
- [59] Lehman P, et al, J. Cryst. Growth, 1998, vol.183, pp 690-704.
- [60] Stefanescu D M, *Science and Engineering of Casting Solidification*. Springer 2009.
- [61] Kammer D, Voorhees P, Acta Mater., 2006, 54, 1549-1558.
- [62] D.N. Miller, L. Lu, and A.K. Dahle: Metall. Mater. Trans. B, 2006, vol. 37B, pp. 873–78.
- [63] J. Wang, P.D. Lee, R.W. Hamilton, M. Li, and J. Allison: Scripta Mater., 2009, vol. 60, pp. 516–19.
- [64] F. Lasagni, A. Lasagni, E. Marks, C. Holzapel, F. Mucklich, and H.P. Degisher: Acta Mater., 2007, vol. 55, pp. 3875–82.
- [65] S. Terzi, J.A. Taylor, Y.H. Cho, L. Salvo, M. Suery, E. Boller, and A.K. Dahle: Acta Mater., 2010, vol. 58, pp. 5370–80.
- [66] C. Puncreobutr, A.B. Phillion, J.L. Fife, P. Rockett, A.P. Horsfield, and P.D. Lee: Acta Mater., 2014, vol. 79, pp. 292–303.
- [67] P. Mikołajczak and L. Ratke: Int. J. Cast Met. Res., 2013, vol. 26, pp. 339–53.
- [68] Y. H. Cho, H.-C. Lee, K. H. Oh and A. K. Dahle: Metall. Mater. Trans. A, 2008, 39A, 2435–2448.
- [69] L. Lu and A. K. Dahle: Metall. Mater. Trans. A, 2005, 36A, 819–835.
- [70] S. Steinbach, N. Euskirchen, V. Witusiewicz, L. Sturz, and L. Ratke: Mater. Sci. Forum, 2006, vols. 519–521, pp. 1795–1800.
- [71] U. Hecht and S. Rex: Proc. Int. Conf. on the Science of Casting and Solidification, Brasov, Romania, 2001, pp. 53–59.
- [72] C. Puncreobutr, A.B. Phillion, J.L. Fife, P. Rockett, A.P. Horsfield, and P.D. Lee: Acta Mater., 2014, vol. 79, pp. 292–303.
- [73] S. Nafisi and R. Ghomashchi: J. Alloys Compd., 2007, vol. 436, pp. 86–90.
- [74] M. Hainke: Ph.D. Thesis, Technical Faculty Erlangen-Nuremberg, Germany, 2004.
- [75] S. Steinbach and L. Ratke: Int. J. Cast Met. Res., 2009, vol. 22, pp. 290–93.
- [76] C. Puncreobutr, A.B. Phillion, J.L. Fife, and P.D. Lee: Acta Mater., 2014, vol. 64, pp. 316–25.
- [77] A. Das, S. Ji, and Z. Fan: Acta Mater., 2002, vol. 50, pp. 4571–85.
- [78] S. Nafisi and R. Ghomashchi: Mater. Sci. Eng. A, 2006, vol. 437, pp. 388–95.
- [79] X. Li, Y. Fautrelle, and Z. Ren: Acta Mater., 2008, vol. 56, pp. 3146–61.
- [80] M.C. Flemings: *Solidification Processing*, McGraw Hill, New York, 1974.
- [81] C.M. Dinnis, J.A. Taylor, and A.K. Dahle: Scripta Mater., 2005, vol. 53, pp. 955–58.
- [82] M. Timpel, N. Wanderka, B.S. Murty, and J. Banhart: Acta Mater., 2010, vol. 58, pp. 6600–08.
- [83] L. Sweet, S.M. Zhu, S.X. Gao, and J.A. Taylor: Metall. Mater. Trans. A, 2011, vol. 42A, pp. 1737–49.
- [84] A. Verma, S. Kumar, P.S. Grant, and K.A.Q. O'Reilly: J. Alloys Compd., 2013, vol. 555, pp. 274–82.
- [85] Thermo-Calc 4.1 – Software package from Thermo-Calc Software AB. Stockholm, Sweden. www.thermocalc.se.
- [86] Hunt J.D., (2001). Pattern formation in solidification. *Sci. Technol. Adv. Mater.*, vol. 2 (1), pp. 147–155.
- [87] Hunt J.D., Lu S.Z., (1996). Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: spacing and structure predictions. *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 27, pp. 611–623.
- [88] Kattamis T.Z., Flemings M.C., (1965). Dendrite morphology, Microsegregation and Homogenization of low alloy steel. *Trans. Met. Soc. AIME*. Vol. 233, pp. 992-999.
- [89] Rappaz M. Boettinger W., (1999). On dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients. *Acta Mater.* 47, pp. 3205-3219.
- [90] Diepers H.J., Beckerman C., Steinbach I., (1999). Simulation of convection and ripening in a binary alloy mush using the phase field method. *Acta Mater.* 47, pp. 3663-3678.

5. Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo-badawczych (niewchodzących w skład osiągnięcia wymienionego w pkt. 4) opublikowanych prac naukowych oraz wskaźniki dokonań naukowych

5.1. Osiągnięcia naukowo-badawcze nieuwzględnione w jednotematycznym spisie publikacji w pkt. 4.B

Od początku zatrudnienia w Zakładzie Odlewnictwa Politechniki Poznańskiej zajmowałem się zagadnieniami „Prognozowania jakości odlewów za pomocą komputerowych systemów symulacyjnych” (tytuł mojej rozprawy doktorskiej), rozpoczętymi w ramach pracy dyplomowej, kontynuowanymi w rozprawie doktorskiej i po doktoracie. Wyniki badań opublikowałem w 20 artykułach [C1-C20] i przedstawiłem w rozprawie doktorskiej.

Jednym ze sposobów podnoszenia jakości odlewów jest doskonalenie dotychczasowych oraz wprowadzanie nowych technologii wytwarzania. Bardzo efektywnym sposobem optymalizacji technologii odlewniczej i podnoszenia jakości jest skuteczne stosowanie obliczeń symulacyjnych obejmujących proces zalewania formy i krzepnięcia odlewu. Na wyniki symulacji procesu powstawania i prognozy właściwości odlewów mają wpływ poszczególne etapy jej przeprowadzania: pre-processingu (dane fizyczne, geometria, dyskretyzacja przestrzenna, dobór formalnych warunków zbieżności), main-processingu (model fizyczny, stosowane metody obliczeniowe: FEM, FDM, algorytmy rozwiązujące, uproszczenia procedur) oraz post-processingu (definiowanie, obliczanie i prezentacja parametrów służących interpretacji). W modelowaniu formalnie można uwzględniać trzy skale wymiarowe: makro, mikro i nano, a aplikacja systemów symulacyjnych w Virtual Prototyping VP zawiera m.in. prognozy dotyczące ścisłości odlewów i jej przełożenia na mechaniczne charakterystyki eksploatacyjne wyrobu.

Podstawowym wiodącym modelem jest model przepływu ciepła opisany równaniem Fourier-Kirchhoff'a (skala makro) uzupełniony o model transportu cieczy (równanie Naviera–Stokes'a i równanie ciągłości strugi) nieodzowny przy symulowaniu wypełniania wnęki formy. Z kolei podstawą do przewidywania naprężeń i odkształceń jest odpowiednie zdefiniowanie i rozwiązanie modelu będącego równaniem konstytutywnym dla przypadku odkształceń sprężystych i sprężysto–plastycznych. W skali mikro stosuje się technikę automatów komórkowych CA pozwalającą na prognozowanie struktury dendrytycznej odlewów, rozłożenia i wielkości ziaren. Dokładniejsze prognozy w skali mikro dostarcza metoda Phase-Field Method pozwalająca na symulację dendrytycznego wzrostu ziaren z prognozą kształtu dendrytów. Rozwijane są również techniki Molecular Dynamics mające w przyszłości zapewnić większą dokładność prognoz ścisłości i struktury odlewów.

W jednej z prac przeanalizowałem „**Wpływ dyskretyzacji przestrzeni w symulacji procesów krzepnięcia na wartości parametrów gradientowych**” [C2] ważnych dla oceny ścisłości odlewu, warunków powstawania i morfologii frontu krzepnięcia. Dla sprawdzenia wpływu zagęszczenia siatki przestrzennej (ang. meshing) przeprowadziłem serię obliczeń programem ZIG (FDM, 2D) opartym na metodzie Finite Difference Method FDM dla odlewu testowego tj. adiabatycznie wyodrębnionego wycinka (jednokierunkowy przepływ ciepła) płyty stalowej o grubości 100 mm, krzepnącego w kontakcie z formą piaskową lub stalową. Ze wzrostem liczby elementów dyskretnych, z 5 do 55 na grubości odlewu, wykazałem znaczący 230% wzrost wartości gradientu temperatury G i 105 % wzrost wartości kryterium Niyamy N , natomiast 32% skrócenie czasu krzepnięcia. W

symulacji oprogramowaniem SIMTEC (FEM, 3D) opartym na metodzie numerycznej Finite Element Method FEM wykazałem odwrotne zależności. W swojej rozprawie doktorskiej „**Prognozowanie jakości odlewów za pomocą komputerowych systemów symulacyjnych**” m.in. szczegółowo przebadalem wpływ dyskretyzacji przestrzeni w symulacji krzepnięcia programem PamCast™/Simulor® dla odlewów płyt stalowych o grubościach 10, 100 i 200mm i zagęszczeniu od 5 do 905 elementów objętości skończonych FVM na grubości odlewu, uzyskując analogiczne wyniki do obliczeń programem ZIG i wskazujące na złożony wpływ dyskretyzacji na poszczególne parametry gradientowo-kinetyczne. W pracy „**Chosen aspects of FDM simulation for prediction of casting quality**” [C4] wykazałem zmniejszenie wartości czasu osiągnięcia temperatury likwidus o 30% i temperatury solidus o 40% wraz ze wzrostem zagęszczenia siatki dyskretyzacyjnej, ponadto w pracy „**Influence of spatial discretization in Finite Difference Methods FDM of simulation for casting solidification**” [C1] zaprezentowałem metodę obliczeń FDM, profil obliczanej temperatury i gradientu temperatury na przekroju odlewu. W artykule „**Aspects of materials quality forecasting with numerical simulation in Virtual Prototyping**” [C10] wykazałem zawężenie wirtualnego frontu krzepnięcia ze wzrostem zagęszczenia dyskretyzacji w symulacji programem MAGMASoft™, a zmiany wyników dotyczyły również parametrów gradientowo-kinetycznych oraz prognoz wskazujących wprost wady skurczowe (feeding/porosity). Stwierdziłem, że przyczyn opisanych zmian wyników symulacji ze wzrostem zagęszczenia dyskretyzacji przestrzennej należy upatrywać w sposobie odwzorowania aproksymowanego profilu temperatury na przekroju odlewu, zmianach temperatury w węzłach o tych samych współrzędnych, niedokładności rozwiązania numerycznego i zamierzonych uproszczeniach algorytmów obliczeniowych. Stosowanie kryteriów jakości odlewu opartych o parametry gradientowe i ich odnoszenie do wartości granicznych lub charakterystyk materiałowych powinno zawierać wskazania co do gęstości podziału dyskretyzacyjnego (ang. meshing).

Dla poprawy dokładności prognoz symulacyjnych krzepnięcia odlewów poszukiwałem metod obliczania kryterialnych parametrów gradientowo-kinetycznych. W pracy „**Problem of the temperature gradient approximation in the post-processing procedures of simulation code**” [C3] przeanalizowałem obliczanie gradientu temperatury względem sąsiedniego węzła dyskretyzacji przestrzennej o wyższej temperaturze jako wartości z linearyzacji profilu temperatury (ang. forward linearization) oraz względem węzłów o wyższej i niższej temperaturze (ang. central linearization). Zaproponowałem metodę prowadzącą do ograniczenia wpływu dyskretyzacji przestrzeni na obliczane wartości gradientu temperatury polegającą na lokalnym obliczaniu funkcji ciągłej w oparciu o wirtualne wartości temperatury w dostępnych węzłach przestrzeni odlewu i następnym analitycznym obliczeniu gradientu jako pochodnej uzyskanej funkcji ciągłej. Do aproksymowania pola temperatury zastosowano funkcje wielomianowe (polynomial functions) drugiego i czwartego rzędu, z uwzględnieniem jedynie węzłów o wyższej temperaturze oraz także węzłów o wyższej i niższej temperaturze (forward/central parabolic approximation). Analizowałem również uwzględnianie przy obliczaniu gradientu jedynie najbliższych sąsiednich węzłów a także dalszych (2, 3, 5 lub 7 węzły). Najefektywniejsze było obliczanie gradientu z uwzględnieniem węzłów sąsiednich o wyższej i niższej temperaturze (central linearization/approximation). W kolejnej pracy dokonałem „**Szacowania gradientu temperatury w analitycznym i numerycznym rozwiązaniu pola temperatury**” dla klasycznego układu cieplnego odlew-forma pół-przestrzenna i wskazałem na przyczyny rozbieżności między dwoma sposobami rozwiązań oraz czynniki wpływające na dokładność przybliżenia gradientu temperatury. W obliczeniach zastosowałem rozwiązanie stygnięcia pół-przestrzeni z

płaską powierzchnią kontrolną i założonym warunkiem pierwszego rodzaju, dla odlewu płyty o grubości 100mm krzepnącej w formie piaskowej lub stalowej, które przyjmuje postać funkcji błędów Gaussa (error function). Dokonałem porównania rozwiązania analitycznego (error function) i numerycznego obliczonego programem PamCast™/Simulor®. Wykazałem skuteczność zastosowania funkcji błędów Gaussa oraz, że najważniejsze jest obliczanie pola temperatury przy zoptymalizowanej liczbie węzłów dyskretyzacji, a następnie szacowanie gradientu za pomocą funkcji ciągłej (np. funkcją błędów „erf”) lokalnie aproksymującej rozkład temperatury danej tylko w węzłach z rozwiązania numerycznego. Zwróciłem również uwagę na maksymalną graniczną liczbę węzłów ze względu na ograniczenia dokładności obliczeń. W kolejnych badaniach zaproponowałem **„Wykorzystanie funkcji giętych do obliczania parametrów gradientowych w prognozowaniu jakości odlewów”** [C11], które oparte było na polu temperatury jedynie w odlewie oraz w odlewie i formie, z uwzględnianiem zróżnicowanej liczby 3, 5, 7, 9 lub 11 węzłów dyskretyzacji. Aproksymacja rozkładu temperatury w odlewie za pomocą funkcji giętych pozwoliła mi matematycznie opisać zależności pola temperatury i gradientu w układzie odlew-forma dla wskazanego stopnia zakrzepnięcia. Analiza wykazała jako nieprzydatne uwzględnianie pola temperatury w formie powodującego gradient temperatury o wartościach ujemnych, natomiast jako poprawne uwzględnianie w aproksymacji jedynie pola temperatury w odlewie jest pomocne w ograniczeniu negatywnego wpływu zbyt małej gęstości dyskretyzacji przestrzennej, szczególnie w formie stalowej.

W artykule **„Problem korelacji kryteriów gradientowych ze stanem wad skurczowych”** [C6] badałem wpływ intensywności chłodzenia z zastosowaniem ochładzalników na położenie wad skurczowych w odlewach belek stalowych o grubości 200mm ze staliwa niskostopowego, odlewanych w formach o zróżnicowanej konfiguracji ochładzalników, a wady skurczowe identyfikowano defektoskopem (metodą Non-Destructive Testing NDT). Obliczenia symulacyjne programem PamCast™/Simulor® (Finite Volume Method FVM, 3D) wykonałem przy wielkości elementów FVM dyskretyzacji 20 mm lub 7mm oraz przyjąłem dwa zestawy wartości krytycznych zasilania masowego i zasilania kapilarnego. Wyniki potwierdziły wpływ dyskretyzacji przestrzeni na szerokość symulowanej strefy stało-ciekłej oraz wskazano na warunki wpływające na zmianę wartości wybranych parametrów gradientowych. Analiza ujawniła przesunięcie osi cieplnej przy zadanej konfiguracji ochładzalników dla obliczeń wykonanych z różnym zagęszczeniem siatki dyskretyzacyjnej. Wartości kryterium Niyamy oraz gradientu temperatury wskazały na zmianę obszaru zagrożonego porowatością ze zmianą dyskretyzacji, gdzie zastosowanie mniejszych elementów w metodzie FVM spowodowało zmniejszenie obszaru prognozowanej porowatości. W pracy **„Chosen aspects of gradient criteria correlation with shrinkage defects in post-processing procedure of simulation code”** [C5] przedstawiłem wskazania parametru „Shrinkage”, gdzie sposób dyskretyzacja zniekształcił prognozy wad skurczowych. Dużo mniejszy obszar porowatości uzyskałem w prognozach dla stopu o wartościach krytycznych f_{s1} zasilania masowego $f_{s1} = 0.1$ i kapilarnego i $f_{s2} = 0.5$ i przy małych elementach dyskretyzacji FVM (7mm) niż stosując stop o teoretycznie korzystniejszych właściwościach zasilania ($f_{s1} = 0.7$ i $f_{s2} = 0.9$) i symulacji z dużymi elementami FVM (20mm).

Właściwości mechaniczne odlewów zależą od parametrów struktury krystalicznej, a te od składu chemicznego stopu i warunków krzepnięcia, które można opisać za pomocą lokalnego gradientu temperatury. W pracy **„Struktura i właściwości mechaniczne odlewu ze stopów Al-Si określane z wykorzystaniem symulacji krzepnięcia”** [C7], wartości symulowanego numerycznie gradientu temperatury i kąta jego ukierunkowania

zastosowano do obliczenia parametrów struktury krystalicznej i prognozowania właściwości mechanicznych odlewu z podeutektycznego stopu AlSi8.7. Do wyznaczenia gradientu temperatury zastosowano metodę łączącą wykonanie eksperymentalnego odlewu testowego i symulacji krzepnięcia. W ramach badań przeprowadziłem symulację programem PamCast™/Simulor®, wyznaczyłem dane termofizyczne materiału formy oraz symulacyjne wartości czasu krzepnięcia i gradientu temperatury. Wartości gradientu eksperymentalnego określano z pomiarowych krzywych stygnięcia zmierzonych termoelementami w wielu punktach odlewu walcowego o średnicy 30 mm. Dla uzyskania dobrej zgodności czasu krzepnięcia i gradientu temperatury z eksperymentu i symulacji, w pracy „**Experimental and simulated temperature gradient during growth α -phase of Al-Si alloy castings**” [C9] wyznaczono właściwości termofizyczne materiałów odlewu i formy na drodze rozwiązania zagadnienia „odwrotnego” za pomocą programu Calcosoft®-2D. Wartości średniego wypadkowego gradientu temperatury i kąta jego ukierunkowania uzupełniono o współczynniki korekcyjne i zastosowano do prognozowania parametrów struktury krystalicznej: średniej grubości gałęzi dendrytów, średniego odchylenia osi dendrytów od osi odlewu, stopnia wzajemnej orientacji dendrytów, grubości wydzieli krzemu w eutektyce, stosunku długości do grubości wydzieli krzemu. Parametry struktury zastosowano do oszacowania właściwości mechanicznych w analizowanym odlewie i wyznaczono: wydłużenie, umowną granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie. Opracowano mapy rozłożenia gradientu temperatury i jego ukierunkowania oraz prognozowanych parametrów struktury krystalicznej w testowanym odlewie.

W pracy „**Centrum wirtualnego projektowania i automatyzacji VIDA w Politechnice Poznańskiej**” [C12] przedstawiono zagadnienia działalności naukowo-badawczej prowadzonej w Centrum kierowanym przez Prof. Zenobię Weiss, którego podstawowym celem był rozwój lokalnej infrastruktury, metod badawczych i kształcenia w zakresie wirtualnego projektowania wyrobów, do poziomu zgodnego z uznawanym w Unii Europejskiej jako tzw. „good practice”. Działalność Centrum ukierunkowano na zastosowanie najnowszych technologii informatycznych do rozwoju produktu, technik wytwarzania i automatyzacji, m.in. poprzez umożliwienie pracy zespołów badawczo-rozwojowych w rozproszonym środowisku, stworzenie warunków dla wirtualnego projektowania wyrobów i procesów oraz uwzględnienie przy projektowaniu całego cyklu życia wyrobu (Life Cycle Management). W artykule przedstawiono wchodzące w skład Centrum VIDA Laboratorium CAD/CAE Technologii Materiałowych kierowane przez Prof. Zenona Ignaszaka. Uczestniczyłem w pracach Laboratorium CAD/CAE, którego działalność obejmuje następujące zagadnienia: dane materiałowe, warunki brzegowo-początkowe, zagadnienia dyskretyzacji przestrzennej, kryteria post-processingowe, podstawy teoretyczne, aplikacja i eksperymentalna walidacja odlewniczych systemów symulacyjnych, podstawy teoretyczne, metodyka i aparatura specjalna do badań parametrów termofizycznych materiałów formy i ich walidacja w warunkach laboratoryjnych i przemysłowych, wdrożenie technologii specjalnych i systemów symulacyjnych.

Efektywność metod Virtual Prototyping w odlewnictwie zależy od wielu czynników na etapie pre- i post-processingu symulacji odlewania, wśród nich są parametry opisujące zdolność zasilania stopu odlewniczego, krytyczny ułamek zasilania masowego (critical solid fraction for mass feeding f_{s1}) oraz krytyczny ułamek zasilania międzydendrytycznego/kapilarnego (critical solid fraction for interdendritic/capillary feeding f_{s2}). W pracy „**Analysis of the influence of alloys feeding parameters during solidification on soundness simulation forecast in ductile iron castings**” [C13] głównym celem było wyznaczenie powyższych parametrów dla żeliwa sferoidalnego

(GGG40). Badania eksperymentalne objęły wykonanie odlewów testowych, analizę termiczną układu odlew-forma, rozpoznanie i zlokalizowanie wad skurczowych metodami defektoskopowymi oraz prognozy wad skurczowych (program PamCast™/Simulor®). Przeanalizowałem wpływ temperatury zalewania, krytycznych ułamków zasilania oraz wielkości skurczu żeliwa na prognozy wad skurczowych „Shrinkage”, ze szczególnym naciskiem na parametry określające zdolność zasilania stopu, w którym możliwa jest kompensacja skurczu poprzez wydzielający się grafit w aspekcie interakcji termomechanicznej pomiędzy ekspansją grafitową a sztywnością formy odlewniczej. W artykule **„Aspects of the ductile iron feeding parameters in computer simulation”** [C15], w testowym odlewie płyty o dwóch segmentach grubości 25 i 50 mm zaobserwowano centralną wadę skurczową jedynie w grubszej części, a wzrost symulowanych zdolności zasilania stopu (zmiana f_{s1} i f_{s2}) spowodował skoncentrowanie obszaru wady skurczowej w górnej płaskiej powierzchni płyty z wyraźnym podziałem między wewnętrzną wadą skurczową zlokalizowaną w środku płyty i wadą powierzchniową której jednak nie wykryto w odlewanej płycie. Zaobserwowałem również, że wzrost wartości skurczu i temperatury zalewania poprawnie skutkowało zwiększeniem wady skurczowej. W odlewie kuli zaworowej zaprezentowanej w pracy **„Feeding parameters for ductile cast iron in solidification simulation”** [C16] wykazałem, że wydłużenie zasilania międzydendrytycznego skutkowało wzrostem intensywności wady skurczowej w nadlewie odlewu kuli zaworowej pozostawiając sam odlew bez wad. W odlewie tym wydłużenie zdolności zasilania (wzrost obu wartości f_{s1} i f_{s2}) spowodowało przemieszczenie wady skurczowej ku dolnej części nadlewu. Wyznaczone w badaniach jako najskuteczniejsze wartości $f_{s1}=0.1$ i $f_{s2}=0.3$ są niższe niż proponowane w bazie danych stopu GGG40 w programie PamCast™/Simulor® oraz innych znanych autorom programach. Kryterium Niyamy opracowane dla prognozowania wad odlewów stalowych wykazało skuteczność również w odlewach żeliwnych.

W kolejnej pracy zbadałem **„Wpływ zmienności utajonego ciepła krzepnięcia w funkcji temperatury na wyniki symulacji krzepnięcia odlewów”** [C14], w której intensywność wydzielania ciepła determinowana była modelowymi krzywymi ułamka fazy stałej. Przyjąłem zależność liniową, dwie paraboliczne i dwie zakładające wydzielanie utajonego ciepła krzepnięcia na początku lub na końcu zakresu krzepnięcia. Przetestowałem wrażliwość wybranych wyników symulacji jak izolinie czasu osiągnięcia temperatury likwidus i solidus (czasu krzepnięcia), gradientu temperatury oraz prędkości chłodzenia obliczanych w temperaturze likwidus lub solidus. Przy opóźnieniu wydzielania utajonego ciepła krystalizacji modelowanego krzywą ułamka fazy stałej nastąpiło wydłużenie czasu krzepnięcia oraz niejednolite lecz istotne reakcje czasu, gradientu temperatury i szybkości chłodzenia w zależności od temperatury obliczania parametru, rodzaju formy i obszaru odlewu. Najbardziej wrażliwy okazał się gradient temperatury obliczany w momencie osiągnięcia wartości temperatury likwidus i solidus w osi cieplnej odlewu a najmniejszej zmianie uległ czas osiągnięcia izolinii likwidus i solidus w tym samym punkcie. Symulowane krzywe stygnięcia odlewu wykazują charakterystyczne przystanki na poziomie temperatury likwidus dla intensywnego wydzielania ciepła krzepnięcia na początku krzepnięcia lub solidus dla wydzielania przy końcu krzepnięcia. W pracy **„Relation between castings’s cooling rate and solid fraction curve in aspects of simulation of diversified wall thickness casting solidification”** [C18] przebadalem wpływ krzywych ułamka fazy stałej odpowiadających zarejestrowanym w stopie przy różnych szybkościach chłodzenia od 10 do 50 °C/min, dla odlewów stalowych płyt o grubościach 10, 100 i 200 mm, krzepnących w formie piaskowej, stalowej lub z materiału izolacyjnego. Wykazałem, że opóźnienie wydzielania utajonego ciepła krzepnięcia modelowanego krzywą może powodować skrócenie czasu osiągnięcia

izolinii wybranej temperatury, zmniejszenie wartości gradientu temperatury i kryterium Niyamy oraz zróżnicowane zmiany szybkości chłodzenia.

W artykule „**Problematyka baz danych w zaawansowanym modelowaniu sprzężonym porowatości w odlewach na przykładzie systemu Calcosoft**” [C17] przeanalizowałem założenia modułu Porosity w zakresie wpływu wybranych parametrów fizycznych na powierzchniową prędkość cieczy w przestrzeniach między dendrytycznych powstających kryształów oraz na prognozę końcowej porowatości w stanie stałym. Prędkość ta jest ważnym składnikiem spadku ciśnienia w strefie stało-ciekłej w obliczaniu mikroporowatości opartym na zjawisku skurczowym i zjawisku wydzielania pęcherzy gazowych. Badanie eksperymentalne objęły odlewy płyt z żeliwa sferoidalnego GJS 500-7 o grubości 10, 30 i 50 mm. Przetestowałem wrażliwość wyników na wartości parametrów, m.in. ułamek fazy stałej, utajonego ciepła krzepnięcia, lepkości odniesienia, energii aktywacji, napięcia powierzchniowego pomiędzy fazą ciekłą i stałą, odległości między ramionami drugorzędowymi dendrytów. Wyniki symulacyjne pozwoliły na opracowanie sekwencji istotności danych z której m.in. wynika, że najsilniej na prędkość cieczy międzydendrytycznej wpływają ułamek fazy stałej, energia aktywacji, odległości między ramionami drugorzędowymi dendrytu i lepkość odniesienia. Wskazałem również na istotność ułamka fazy stałej i gęstości eutektyki, które mają silniejsze powiązanie z modelem przepływu ciepła (skala makro, siatka FEM - unstructured mesh) niż modelem przepływowym (skala mikro, siatka FVM - dynamic refinement technique). Wykazano istotność doboru poszczególnych danych fizycznych do sprzężonego modelowania procesów zasilania odlewów, gdy wprowadzane są nowe, rozszerzone modele zjawisk.

W rozdziale „**Problem empirycznych parametrów pre-processingu na przykładzie symulacji krzepnięcia i zasilania odlewów z żeliwa sferoidalnego**” [C19] monografii wieloautorskiej pt. „**Innowacje w odlewnictwie - część I**”, przedstawiono badania eksperymentalne, które objęły cztery płyty o grubościach 15, 30, 60 i 100 mm odlewanych jednym układem wlewowym syfonowym i zaopatrzonych w tzw. nadlew szybkowy działający w pierwszym okresie po zalaniu formy. Odlewy skontrolowano metodą radiograficzną i ultradźwiękową, pocięto i sprawdzono metodą penetracyjną. Symulację wykonano programem MAGMASoft™, modułem „shape” gdzie generowanie ciepła krystalizacji sterowane jest krzywą ułamka fazy stałej oraz obliczenia modułem „iron” w którym wydzielanie ciepła krystalizacji oparte jest na modelowaniu powstawania aktywnych zarodków krystalizujących faz i prędkości ich dalszego wzrostu. Porównanie wyników eksperymentalnych i symulacyjnych wykazało pewne rozbieżności ścisłości odlewów. W symulacji programem QuikCast wykazałem czytelny wpływ ułamka fazy ciekłej zasilania masowego i zasilania kapilarnego oraz współczynnika ekspansji grafitowej. Modelowana ekspansja grafitu kompensuje objętość wady wynikłej ze skurczu i jest uwzględniana w krzepnącym obszarze odlewu pomiędzy temperaturą krytycznego ułamka zasilania kapilarnego a temperaturą eutektyczną. Wyniki symulacji ukazały znaczącą redukcję wady skurczowej sugerując, że skuteczność współczynnika ekspansji jest zbyt silna. W prognozach programu NovaFlow&Solid wskazano na wyraźny efekt krzywej gęstości stopu i wartości ułamka fazy ciekłej zasilania masowego i zasilania kapilarnego. W pracy wykazano znaczenie empirycznych parametrów pre-processingowych i istotności ich doboru oraz dokonano oceny skuteczności prognoz nieciągłości skurczowych w porównaniu do odlewów eksperymentalnych i wykazano konieczność dalszych prac na doskonaleniu prognozowania wad odlewów.

W jednym z rozdziałów monografii wieloautorskiej pt. „**Innowacje w odlewnictwie - część III**” przedstawiono „**Specyfikę i przykłady metod walidacji on-line dla potrzeb systemów prognozujących jakość odlewów przemysłowych**” [C20]. Wskazano, że bazy danych fizycznych w programach symulacyjnych koniecznie muszą podlegać

homologacji, polegającej na walidacji realizowanej na podstawie monitoringu procesu on-line (pomiar wybranych parametrów) skojarzonej z walidacją off-line (wady nieciągłości, struktura, właściwości mechaniczne) gotowego wyrobu. W pracy opracowałem zestawienie prezentujące różne skale wymiarowe i zjawiska fizyczne podlegające modelowaniu w odlewnictwie oraz zestawienie modeli prostych i sprzężonych stosowanych w systemach symulacyjnych. Przedstawiono wytyczne metodyczne i przykłady walidacji on-line. Badania otulin egzotermicznych i izolacyjno-egzotermicznych polegały na przeprowadzeniu identyfikacji temperatury zapłonu materiału otulin za pomocą kamery termowizyjnej (ok. 200, 300 i 250 °C), a metodą symulacyjną wyznaczono współczynniki termofizyczne. Badania objęły również zastosowanie testu termomechanicznego Hot Distortion w aspekcie charakterystyk termofizycznych i termomechanicznych mas formierskich. Dane z nagrzewania próbek (źródło gazowe i elektryczne) z pomiarem odkształcenia próbki i polem temperatury nagrzewanej próbki (pirometr, termoelementy) pozwoliły na wyznaczenie współczynników termofizycznych (Calcosoft®-2D). Analiza wykazała, że utrata właściwości zachodzi z różną dynamiką destrukcji wiązań żywicznych, a destrukcja mostów cieplnych wpływa na lokalne współczynniki termofizyczne i termomechaniczne. Przedstawiono również zagadnienia badań walidacyjnych w technologii odlewania do form wirujących, dla określenia pól temperatury za pomocą pirometru i kamery termowizyjnej w układzie odlew-kokila wirująca w odlewaniu odśrodkowym żeliwa szarego oraz wyznaczono współczynniki przejmowania i oddawania ciepła przez formę wirującą. Zdefiniowano i zilustrowano pojęcie „walidacji” w odlewnictwie jako rodzaj wieloelementowej procedury dla wdrożenia i stosowania systemu prognozującego w produkcji odlewów.

Podsumowując, prace naukowe, badawcze i technologiczne nieujęte w jednotematycznym opracowaniu dotyczyły prognozowania jakości odlewów za pomocą komputerowych systemów symulacyjnych i obejmowały następujące zagadnienia:

- wpływ dyskretyzacji przestrzeni w symulacji procesów krzepnięcia na wartości kryterialnych parametrów gradientowo-kinetycznych,
- szacowanie gradientu w analitycznym i numerycznym rozwiązaniu pola temperatury za pomocą funkcji wielomianowych, funkcji giętych oraz funkcji błędów Gaussa,
- problem korelacji kryteriów gradientowych ze stanem wad skurczowych,
- określanie struktury i właściwości mechanicznych odlewu ze stopu AlSi z zastosowaniem symulacji krzepnięcia,
- analizę zdolności zasilania żeliwa sferoidalnego w aspekcie ścisłości odlewów,
- wpływ zmienności utajonego ciepła krzepnięcia w funkcji temperatury na wyniki symulacji krzepnięcia odlewów,
- problematykę baz danych w zaawansowanym modelowaniu sprzężonym i problem empirycznych parametrów pre-processingu symulacji odlewania,
- specyfikę metod walidacji on-line dla potrzeb systemów prognozujących jakość odlewów przemysłowych.

Szczegółowy **spis literatury** opisanej w pkt. 5.1 przedstawiono w **załączniku nr 6**, pkt. 5.1., poz. [C1-C20].

5.2. Kierowanie międzynarodowymi i krajowymi projektami badawczymi oraz udział w takich projektach

Uczestniczyłem w **16 projektach badawczych**, w tym **12 krajowych** i **4 zagranicznych** oraz przygotowywałem propozycje projektów do wykonania. Projekty miały charakter zespołowy jak również indywidualny stypendialny i były finansowane przez Komitet Badań Naukowych KBN (zał. 6., pkt. 5.2 [D1-D8,D10]), ministerstwo Nauki i Szkolnictwa Wyższego MNiSW [D13], Unię Europejską [D9,D14,D16], Niemiecką Centralę Wymiany Akademickiej DAAD [D15] oraz projekty uczelniane jak Działalność Statutowa DS [D11] i Badania Własne BW [D12]. We wszystkich projektach byłem współwykonawcą lub **głównym wykonawcą stypendystą** (Marie Curie Action). Byłem kierownikiem merytorycznym w dwóch projektach [D15-D16].

W pierwszym projekcie **„Niekonwencjonalna metoda doskonalenia ścisłości odlewów z identyfikacją i weryfikacją procesów zasilania i krzepnięcia na drodze symulacyjno-eksperymentalnej”** [D1] (1997r.) aktywnie wykonywałem badania warunków krzepnięcia, ścisłości i właściwości wielkogabarytowych odlewów stalowych w formach piaskowych z ochładzalnikami w różnej konfiguracji. Projekt objął również obróbkę cieplną, badania ultradźwiękowe, metalograficzne i wytrzymałościowe.

W ramach projektu **„Usprawnienia procesu wytwarzania odlewów żeliwnych przez wdrożenie modelowania i komputerowej symulacji procesów wypełniania i krzepnięcia przy użyciu profesjonalnego kodu obliczeniowego”** [D2] (1999r.) wykonywałem badania obejmujące odlewy żeliwne oraz symulację odlewania wybranymi systemami symulacyjnymi dla oceny skuteczności prognozowania. Analizy dotyczyły warunków cieplnych w układzie odlew-forma, prognoz ścisłości odlewów, kompletności bazy materiałowej, danych pre-processingowych, przygotowania geometrii oraz łatwości obsługi oprogramowania.

Przed doktoratem uczestniczyłem w projekcie **„Termodynamika i wytrzymałość kompozytów metalowych. Stałe sprężystości odlewów kompozytowych ze stopu AlSi krzepnących w różnych warunkach”** [D3] (2000r.) dotyczącym wytwarzania i właściwości kompozytów odlewanych o strukturze częściowo zorientowanej ze stopów podeutektycznych Al-Si, a badania dotyczyły m.in. parametrów geometrycznych struktury kryształitów zależnych od kombinacji cieplnych warunków krzepnięcia oraz właściwości mechanicznych opisanych np. statystyczną regresją wielokrotną i metodami sztucznych sieci neuronowych.

Aktywnie prowadziłem badania naukowe we współpracy z przemysłem w projekcie **„Baza danych fizycznych i technologiczne normatywy interpretacyjne oraz walidacja modeli symulacyjnych w projektowaniu i wspomaganie procesów odlewniczych w warunkach odlewni WSK PZL – Rzeszów S.A”** [D4] (2000r.).

Poszerzanie zainteresowania aspektami symulacji komputerowej w odlewnictwie mogłem rozwijać pracując w projekcie **„Parametry termofizyczne materiałów dla potrzeb komputerowych systemów symulacyjnych w odlewnictwie. Badania, walidacja, optymalizacja”** [D5] (2002r.). Projekt obejmował eksperymentalno-symulacyjną metodę wyznaczania parametrów termofizycznych, współczynniki materiałów formierskich, otulin izolacyjnych i egzotermicznych z zastosowaniem systemów symulacyjnych na drodze rozwiązywania zagadnienia wprost (metoda iteracyjna) oraz zagadnienia odwrotnego wraz z walidacją dynamiczną.

Kolejnym ważnym krokiem w rozwoju naukowym i metodyki badawczej było wykonawstwo podtematu w projekcie **„Nowoczesne tworzywa i procesy**

technologiczne w odlewnictwie” [D6] (2007r.) dotyczącym nowoczesnych odlewów monolitycznych, o sterowanej strukturze i wysokim poziomie właściwości użytkowych, odlewów spełniających wysokie wymagania eksploatacyjne, inteligentnych procesów prognozująco-wytwórczych oraz nowoczesnych technik topienia i odlewania. W realizowanym podtemacie m.in. wskazano na walidację jako procedurę obejmującą klasyfikację metod walidacyjnych, analizę algorytmów, przyporządkowanie modeli do parametrów oraz algorytm podjęcia decyzji modyfikacji baz danych.

Doskonalenie zastosowania symulacji komputerowej miałem okazję rozwijać w projektach **„Kompleksowe zastosowanie metod badań nieniszczących do optymalizacji technologii i kosztów wytwarzania odlewów w aspekcie wzrostu efektywności wykorzystania komputerowych systemów symulacyjnych”** [D7] (2006r.) oraz **„Opracowanie metody uniwersalnej i kompleksowej walidacji eksperymentalnej sprzężonych modeli i systemów”** [D8] (2008r.).

Pierwszym projektem finansowanym przez Unię Europejską w ramach 5-go Programu Ramowego w którym uczestniczyłem było **„Wirtualne Projektowanie i Automatykacja VIDA”** [D9] (2006r.) a dotyczącym rozwinięcia i dostosowania struktury Centrum VIDA do prowadzenia badań na poziomie europejskim, rozwoju lokalnej infrastruktury, metod badawczych i kształcenia w zakresie wirtualnego projektowania wyrobów, zastosowania technologii rapid prototyping (RP), rapid tooling oraz virtual reality (VR) w projektowaniu i wytwarzaniu, wprowadzanie nowych technologii informatycznych do planowania i zarządzania procesem w całym cyklu życia wyrobu.

Byłem głównym pomysłodawcą, opracowującym propozycję i planowanym kierownikiem projektu **„Projektowanie lokalnych właściwości odlewów za pomocą wybranych multi-fizycznych systemów symulacyjnych wraz ze studium i badaniami walidacyjnymi modelowania, w tym efektywności wykorzystania algorytmów mikro-modelowania”** [D10] (2010r.). Badania obejmowały m.in. opracowanie i zweryfikowanie metodyki zastosowania zaawansowanych systemów modelowania i ich sprzężeń do prognozowania właściwości odlewów, wskazanie granic możliwości i pola tolerancji prognozowania makro- i mikrostruktury oraz makro i mikrościśności odlewów, podanie granic możliwości sterowania właściwościami odlewów w ujęciu skali makro i mikro za pomocą technologii dostępnych w odlewaniu grawitacyjnym. Ponieważ równoległe z projektem [D10] otrzymałem grant europejski Marie Curie Actions IEF [D14], jako planowany kierownik zrezygnowałem z kierowania projektem KBN [D10] i przekazałem kierowanie na rzecz współpracowników z Zakładu Odlewnictwa Politechniki Poznańskiej.

Działalność badawczą rozwijałem w Zakładzie Odlewnictwa wykonując szereg badań w ramach Działalności Statutowej DS [D11] w latach 1998-2008 i 2012-2014 r., ponadto w ramach Badań Własnych BW [D12]. Uzyskanie przez Wydział Budowy Maszyn i Zarządzania PP finansowania projektu „Nanotechnologia – Nanomateriały” [D13] (2003-2008r.) pozwoliło mi poszerzyć zakres zainteresowań o modelowanie i symulację w nanotechnologii.

W latach 2009-2011 r. zrealizowałem jako główny wykonawca i stypendysta, projekt **„The new technology of intermetallic phases treatment by fluid flow in Al-Si casting alloys - iPhaseFlow”** [D14]. Projekt wykonywałem przez 2 lata pracy w German Aerospace Center, w Institute of Materials Physics in Space w Kolonii (Niemcy) w zespole naukowym Prof. Lorenza Ratke. Celem projektu było zrozumienie wpływu konwekcji wymuszonej na mikrostrukturę i fazy międzymetaliczne w stopach Al z 5, 7 i 9 % Si oraz z Fe i Mn (0.2-1.0%). W projekcie przeprowadzono eksperymenty krzepnięcia kierunkowego w dobrze kontrolowanych warunkach cieplnych i warunkach

konwekcyjnych (generowanych wirującym polem elektromagnetycznym, ang. Rotating Magnetic Field RMF). To właśnie **przygotowanie wniosku projektowego i jego realizacja stanowiła podstawę opracowania koncepcji prac naukowo-badawczych**, ukierunkowanych na zrozumienie wpływu konwekcji na strukturę stopów AlSi z fazami międzymetalicznymi żelaza **omawianych w jednotematycznym cyklu publikacji stanowiącym osiągnięcie naukowe (pkt. 4).**

W ramach projektu „**Intermetallic phase formation in Al alloys**” [D15] (2011-2012r.), jako główny wykonawca stypendysta Niemieckiej Centrali Wymiany Akademickiej DAAD, w zespole naukowym Prof. Lorenza Ratke w German Aerospace Center, zajmowałem się zjawiskiem koagulacji struktury dendrytycznej w strefie stałociekłej w warunkach konwekcji naturalnej i wymuszonej analizowanej za pomocą tomografii komputerowej X-Ray.

Projekt „**The melt stirring in AlMgSi alloys as the new technology of intermetallics treatment - iFlowFePhase**” [D16] (2014-2018r.) został sfinansowany przez Marie Curie Actions w 7-mym Programie Ramowym w którym byłem stypendystą i głównym wykonawcą. Celem projektu było zrozumienie wpływu konwekcji wymuszonej na mikrostrukturę i fazy międzymetaliczne w stopach AlMgSi zawierających jako główny składnik stopowy magnez Mg (5%). Przeprowadzono eksperymenty powolnego krzepnięcia objętościowego w kontrolowanych warunkach cieplnych i konwekcyjnych generowanych polem elektromagnetycznym o gęstości strumienia 0-11 mT. www.iFlowFePhase.info.

W czasie pracy w Zakładzie Odlewnictwa Politechniki Poznańskiej również przygotowywałem propozycje siedmiu projektów, które nie uzyskały finansowania [D17-D23].

Szczegółowy **spis projektów** naukowo-badawczych opisanych w pkt. 5.2 przedstawiono **w załączniku nr 6**, pkt. 5.2., poz. [D1-D16] oraz [D17-D23].

5.3. Prezentacja wykładów i komunikatów na międzynarodowych i krajowych konferencjach naukowych

Podczas pracy naukowej w Politechnice Poznańskiej i German Aerospace Center wykazywałem aktywne uczestnictwo w konferencjach, sympozjach i seminariach. Dorobek obejmuje moje autorstwo i współautorstwo **56 wystąpień** na konferencjach o zasięgu międzynarodowym i krajowym, w tym, przed uzyskaniem stopnia doktora – **11** wystąpień, po uzyskaniu stopnia naukowego doktora - **45** wystąpień, w tym **14** zagranicznych.

Jako bardzo ważne uważam swoje wystąpienie na The 3rd International Conference on Advances in Solidification Processes **ICASP-3** (2011r.) [E38] prezentowane światowej sławy specjalistom z zakresu krystalizacji i krzepnięcia, w tym znawcom zagadnień stopów Al i faz międzymetalicznych. Drugim bardzo ważnym wystąpieniem był referat na European Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes **EUROMAT 2011** (2011r.) [E39], gdzie prezentowałem wyniki przed specjalistami z obszaru szeroko pojętej inżynierii materiałów na poziomie europejskim i światowym.

Wyniki prac badawczych dotyczące tematyki **symulacji komputerowej w odlewnictwie (pre- i post-processingu), odlewnictwa żeliwa i staliwa**, przedstawiono w **36 wystąpieniach**, w tym **34 na konferencjach krajowych**, tj. Sympozjum Naukowe III-XIII International Symposium Modelling of Casting and Foundry Processes – Quality

Estimation Procedures in Simulation Codes (11 sympozjów w latach 1998-2008 r.), 4th International Conference on Difference Equations and Applications ICDEA (1998r.), The 4th International Conference Simulation, Designing and Control of Foundry Processes FOCOMP 99 (1999r.), Konferencja Krzepnięcie Metali i Stopów KMIS (2000r.), 43. i 45. Konferencja Naukowa Krzepnięcie i Krystalizacja Metali KiKM (2002 i 2004r.), 2nd VIDA Workshop Integration of product design and manufacturing (2004), 1st, 2nd i 3rd International Conference Virtual Design and Automation VIDA (2004, 2005 i 2007r.), COMMENT Worldwide Congress on Materials and Manufacturing Engineering and Technology (2005r.) oraz w **2 wystąpieniach na zagranicznych**, tj. International Conference and Exhibition on Virtual Prototyping by Numerical Simulation EUROPAM 2000 (2000r.) i XIth International Baltic Conference Materials Engineering and Tribology (2002r.).

Wyniki prac badawczych z zakresu **krzepnięcia stopów AISi z fazami międzymetalicznymi w warunkach konwekcji** przedstawiono w **20 wystąpieniach**, w tym **8 na konferencjach krajowych**, tj. Sympozjum Naukowe XVII International Symposium Modelling of Casting and Foundry Processes (2012r.), 54., 55., 56., 57. i 58. Międzynarodowa Konferencja Naukowa Krzepnięcie i Krystalizacja Metali KiKM (w latach 2013-2017 r.), oraz w **12 wystąpieniach na konferencjach zagranicznych**, tj. TMS Annual Meeting and Exhibition (2011r.), The 3rd i 4th International Conference on Advances in Solidification Processes ICASP-3/4 (2011 i 2014r.), EUROMAT 2011 i 2017 European Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes (2011 i 2017r.), The 6th International Conference on Solidification and Gravity SolGrav'13 (2013r.), Frontiers in Solidification – Critical Issues and Future Directions in Solidification Science (2014r.), 12th International Symposium of Croatian Metallurgical Society SHMD (2016r.), 6th Decennial International Conference on Solidification Processing SP-17 (2017r.).

Na konferencjach różniących się poruszonymi tematami, **wyniki zaprezentowałem szerokiemu gremium specjalistów** z zakresu: matematyki (równań różniczkowych, konferencja ICDEA [E2]), oprogramowania symulacyjnego (konferencja EuroPam [E5], VIDA [E22,E25,E35]), szeroko pojętej inżynierii materiałów (Euromat [E39,E56], TMS [E37]), badania eksperymentalnego oraz modelowania krystalizacji i krzepnięcia (ICASP [E38,E44], SP-17 [E54], SolGrav'13 [E41]), odlewnictwa, materiałów odlewniczych i technologii (KiKM 54-58 [E42,E45,E53,E55]) oraz naukowcom i inżynierom odlewnictwa i budowy maszyn (Sympozjum Naukowe International Symposium Modelling of Casting and Foundry Processes, od III do XIII oraz XVII) [np. E1,E8,E16,E33].

Szczegółowy **spis wykładów i komunikatów** naukowych na konferencjach krajowych i zagranicznych wymienionych w pkt. 5.3 zamieszczono w **załączniku nr 6**, pkt. 5.3., poz. [E1-E56].

5.4. Informacja o odbytych szkoleniach oraz stażach w zagranicznych lub krajowych ośrodkach naukowych lub akademickich

W celu podniesienia swoich kwalifikacji, pogłębienia i poszerzenia wiedzy oraz obszaru tematycznego badań, uczestniczyłem w szeregu **szkoleń**, kursów i spotkań użytkowników. Łącznie uczestniczyłem w **38** takich wydarzeniach, w tym **18 krajowych i 20 zagranicznych**. Odbyłem również **8 staży**, w tym **1 krajowy i 7 zagranicznych, 2 naukowe, 3 naukowo-przemysłowe i 3 dydaktyczne**.

Szkolenia i kursy zagraniczne lub krajowe

W zakresie zagadnień symulacji komputerowej w odlewnictwie odbyłem szkolenie obsługi programu **Simulor V97** [F1] dotyczące możliwości modelowania formy i krzepnięcia odlewów, warunków brzegowych i początkowych, przygotowania geometrii, danych materiałowych i możliwości prognozowania. Szkolenie o podobnej tematyce odbyłem w zakresie programu **MagmaSoft** [F2]. Zagadnienia modelowania przestrzennego CAD poznawałem na szkoleniu z programu **Unigraphics** [F2] oraz **I-DEAS** [F3], który umożliwia również szereg obliczeń inżynierskich z zakresu CAE. Odbyłem również szkolenia z zakresu oprogramowania odlewniczego **3-MOS** [F4], **Pam-Cast** [F5] oraz **NovaFlow&Solid** [F6]. W centrum **Demonstration Zentrum DZ-ViPro** w Institute für Produktionsanlagen und Konstruktionstechnik w Berlinie odbyłem szkolenie [F7] z zakresu zastosowania systemów komputerowych w budowie maszyn, w montażu i demontażu.

Finansowanie badań umożliwiają m.in fundusze Unii Europejskiej, np. w ramach **7 Programu Ramowego**. Dla zapoznania się z warunkami finansowania, przyznawania i prowadzenia projektów odbyłem szereg szkoleń organizowanych przez Regionalny Punkt Kontaktowy Programów Ramowych RPK w Poznaniu działający w Poznańskim Parku Naukowo-Technologicznym PPNT Fundacji Uniwersytetu im. Adama Mickiewicza UAM w Poznaniu. Uczestniczyłem w szkoleniach pt.: Inauguracja 7. PR na lata 2007-2013 w Politechnice Poznańskiej [F8], **Stypendia indywidualne Marie-Curie** i program Ideas w 7. PR [F9], Warsztaty i konsultacje wniosków o stypendia indywidualne Marie Curie oraz w programie Ideas [F10], Zostań ekspertem komisji europejskiej [F11], Jak napisać dobry projekt w 7. Programie Ramowym? [F12], Stypendia UE i nie tylko. Możliwości finansowania stypendiów dla doktorantów [F13], Projekty indywidualne w ramach programu People - jak przygotować wniosek? [F14], Tworzenie budżetu projektu w 7. Programie Ramowym. Zasady finansowania projektów w 7. PR [F15] oraz Poszerz swoje horyzonty z nowym Programem Ramowym 2014-2020 – Horizon [F32].

W semestrze zimowym roku akademickiego 2016/2017 uczestniczyłem w szkoleniu „**Podstawy prawne recyklingu**” [F16] zorganizowanym przez Zakład Odlewnictwa Politechniki Poznańskiej.

Zagadnienia krzepnięcia i krystalizacji pogłębiałem podczas prestiżowego „**Solidification Course**” (2010r.) [F19] zorganizowanego przez Calcom ESI (ESI Group) oraz Swiss Federal Institute of Technology of Lausanne w Lez Diablerets (Szwajcaria). Kurs przeprowadzony przez światowej renomy naukowców i nauczycieli akademickich (np. M.Rappaz, C. Beckerman, W. Boettinger, J. Dantzig, H. Combeau, A. Ludwig, P.Thevoz) dotyczył podstaw teorii procesu krzepnięcia, zarodkowania, wzrostu dendrytycznego, eutektyk oraz praktycznej wiedzy z zakresu krzepnięcia, makro i mikrostruktury, prognozowanie struktur i defektów oraz układów równowagi fazowej.

Podjęcie pracy w **German Aerospace Center DLR** wymagało uzupełnienia wiedzy i umiejętności potrzebnych dla efektywnego funkcjonowania w DLR oraz poprawnego prowadzenia badań w Institute of Materials Physics in Space MP. Podczas realizacji projektu „iPhaseFlow” [D14] oraz stypendium DLR-DAAD-Fellowship [D15] w latach 2009-2011r. przeszedłem szkolenia stanowiące istotną część działalności DLR w celu stałego podnoszenia wiedzy i kompetencji pracowników naukowych i technicznych. Pod opieką **Prof. Lorenza Ratke** oraz jego współpracowników, odbyłem **liczne szkolenia dotyczące**: obsługi urządzenia do krzepnięcia kierunkowego ARTEMIS, teorii procesu, sterowania komputerowego, przygotowania próbek, prowadzenia eksperymentu krzepnięcia [F20], przygotowywania metalograficznego próbek, obsługi Axio Imager (Carl Zeiss) [F21], ilościowej analizy obrazu w oprogramowaniu AnalySIS, IDL, Origin [F22],

mikroskopii skaningowej SEM, EDX oraz EBSD [F23], tomografii komputerowej X-Ray [F24], krzepnięcia w warunkach mikro-grawitacji [F25].

Dla zdobycia kompetencji w zakresie kierowania zespołem, strategii, kierowania małymi grupami, tworzenia zespołów i rozwiązywania konfliktów, odbyłem 2 szkolenia „**Qualifying for Management, Module 1: Leaderships of coworkers by efficient communication**” (2010r.) [F26] oraz „**Qualifying for Management, Module 2: Leaderships and management**” (2010r.) [F27] zorganizowane również w German Aerospace Center DLR.

W Kolonii odbyłem również 2 szkolenia z zakresu obsługi oprogramowania LabView „**LabView – Introduction, Basics of LabView Programming, data preparation and evaluation of LabView**” (2010r.) [F28] oraz „**LabView – Advanced**” (2011r.) [F30], które stanowi środowisko programistyczne stosowane w sterowaniu urządzeń badawczych, zapisie i analizie danych eksperymentalnych.

Dla doskonalenia stosowania języka angielskiego podczas prezentacji, uczestniczyłem w 2 szkoleniach „**Successful Presentations in English**” (2011r.) [F29] oraz „**Successful Presentations in English – Follow up**” (2011r.) [F31] na terenie DLR w Kolonii.

Umiejętności wykładowe pogłębiałem na szkoleniu „**Scientific communication**” (2013r.) [F33], które prowadził **Prof. Edward Potworowski** (Armand-Frappier Institute, Ottawa) w myśl dewizy „**One Simple Message**”, a obejmującemu wypowiedzi ustne, pisanie artykułów i przygotowywanie grantów badawczych.

Prowadzenie badań w ramach projektów badawczych wymaga poszerzania wiedzy i umiejętności w zakresie organizacji i kierowania, dlatego uczestniczyłem w szkoleniu „**Zarządzanie projektem badawczym w pigułce, STER dla B+R**” (2013r.) [F34].

Badania procesów fizycznych zachodzących podczas krzepnięcia stopów wymaga badań doświadczalnych prowadzonych na zaawansowanym sprzęcie laboratoryjnym, a pomimo to wiele aspektów zjawisk jest bardzo trudnych do poznania. Alternatywnym narzędzie jest modelowanie i symulacja komputerowa w skali makro, mikro i nano, dlatego uczestniczyłem w szkoleniu z zakresu oprogramowania Micress „**MICRESS Basic Training Course**” (2015r.) [F35] zorganizowanemu przez Access e.V. w Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule RWTH w Aachen. Podczas szkolenia omawiano zagadnienia możliwości modelowania i symulacji komputerowej procesu krzepnięcia w skali makro oraz mikro, przepływu ciepła oraz zarodkowania i wzrostu elementów struktury materiałów.

Prowadzenie symulacji w skali mikro wymaga dostępu do danych fizyko-chemicznych, które mogą być zebrane np. w postaci bazy danych i odpowiedniego oprogramowania. Zagadnienia możliwości modelowania i symulacji komputerowej podwójnych i potrójnych układów równowagi fazowej oraz prognozowania właściwości materiałów poznawałem na szkoleniu oprogramowania Thermo-Calc „**THERMO-CALC Graphical Mode + Console Mode (Beginners + Follow Up)**” zorganizowanemu przez Thermo-Calc Software w Sztokholmie (2015r.) [F36]. Wiedzę z tego szkolenia pogłębiałem podczas **spotkania użytkowników** oprogramowania **THERMO-CALC, DICTRA and TC-PRISMA** (2015r.) [F37] zorganizowanego przez Thermo-Calc Software i Wydział Odlewnictwa Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie. Omawiano zagadnienia nowych rozwiązań i możliwości modelowania w programach oraz przykładowe zastosowania użytkowników.

Poszerzanie i pogłębianie wiedzy na temat rozwoju i aktualnego stanu światowego odlewnictwa prowadziłem również poprzez uczestnictwo w **targach branżowych** [F38]: GIFA, METEC, THERM-PROCESS, NEWCAST, METAL, ALUMINIUM, EUROGUSS.

Uzupełnieniem mojej wiedzy i umiejętności dydaktycznych było uczestnictwo w 2 „**Kursach pedagogicznych dla nauczycieli akademickich**”, w wersji podstawowej (60 godz., 2007r.) [F17] i pełnej (330 + 150 godz., 2008r.) [F18] zorganizowanych przez Studium Pedagogiczne w Instytucie Inżynierii Zarządzania na Wydziale Informatyki i Zarządzania Politechniki Poznańskiej.

Staże zagraniczne lub krajowe

W celu poszerzenia wiedzy o praktyce przemysłowej odbyłem 6-ście tygodniowy staż naukowo-przemysłowy pod kierunkiem Prof. Z. Ignaszaka w odlewni **Ferry-Capitain** (Grupa Metalurgiczna FERRY-LANG, Francja) w zakresie „**Zastosowania wyników symulacji dla przypadku odlewania wieńców kół zębatych z nadlewami izolowanymi cieplnie**” (2000r.) [F39] oraz 3 tygodniowy staż z „**Zastosowania wyników symulacji oraz kryteriów oceny jakości odlewów**” (2004r.) [F40]. Staże dotyczyły technologii wielkogabarytowych odlewów stalowych i żeliwnych odlewanych w formach piaskowych o zróżnicowanej konfiguracji ochładzalników i nadlewów izolowanych cieplnie.

W odlewni Volkswagen Poznań odbyłem 2 tygodniowy staż w zakresie „**Nowoczesne technologie w odlewnictwie stopów aluminium dla przemysłu motoryzacyjnego**” (2005r.) [F41], podczas którego zapoznałem się z przygotowaniem metalurgicznym stopów Al, technologią odlewania kokilowego i ciśnieniowego, wytwarzania rdzeni oraz badań jakości gotowych odlewów.

Aktywnie uczestniczyłem w międzynarodowym programie wymiany studentów i pracowników uczelni **CEEPUS** (Central European Exchange Program for University Studies), w ramach którego odbyłem 3 staże dydaktyczno-naukowe w 3 uczelniach zagranicznych, na **Słowacji** (Slovak University of Technology Bratislava/Trnava MTF, 2008r.) [F42], w **Serbii** (University of Novi Sad, Faculty of Technical Sciences, Department of Mechanism and Machine Design, Novi Sad, 2008r.) [F43] oraz w **Bułgarii** (North University of Baia Mare, Machine Manufacturing Department, Baia Mare, 2008r.) [F44]. W ramach programu CEEPUS zapoznałem się z tematyką prowadzonych zajęć dydaktycznych, prac naukowo-badawczych oraz możliwości prowadzenia badań i przedstawiałem swoją działalność naukowo-badawczą.

Dla rozszerzenia wiedzy o procesach fizycznych zachodzących podczas krzepnięcia oraz poznania nowoczesnej metodyki badań eksperymentalnych na drodze krzepnięcia kierunkowego odbyłem staż naukowy w German Aerospace Center DLR, w Institute of Materials Physics in Space, w **zespole Prof. Lorenza Ratke**. 2 letni staż sfinansowano [F45] w ramach projektu/stypendium Marie Curie IEF „**iPhaseFlow – The new technology of intermetallic phases treatment by fluid flow in Al-Si casting alloys**” [D14] i uzupełniono o dodatkowy 8 miesięczny staż [F46] sfinansowany w ramach projektu stypendium DLR-DAAD-Fellowship „**Intermetallic phase formation in Al alloys**” [D15].

Szczegółowy **spis szkoleń i staży** krajowych i zagranicznych wymienionych w pkt. 5.4 zamieszczono w **załączniku nr 6**, pkt. 5.4., poz. [F1-F46].

5.5. Informacja o współpracy z instytucjami, organizacjami i towarzystwami naukowymi w kraju i zagranicą oraz jednostkami przemysłowymi

Aktywnie współpracowałem z uniwersytetami, instytucjami naukowymi, zakładami przemysłowymi i firmami programistycznymi, w polskich i zagranicznych ośrodkach. Współpracę na rzecz rozwoju naukowego i przemysłowego prowadziłem z **6 ośrodkami w Polsce** i **8 ośrodkami zagranicą**, a dotyczyła realizacji **zadań naukowych, wspólnych projektów badawczych, badań przemysłowych, prac dyplomowych oraz staży naukowych**.

W trakcie pracy naukowej nawiązałem kontakty z jednostkami przemysłowymi, a wzajemna współpraca polegała na realizacji badań naukowych, zadań rozwojowych, staży przemysłowych i prac dyplomowych. Główny celem współpracy była wymiana doświadczeń i transfer wiedzy na linii nauka-przemysł, możliwość poznania potencjału badawczo-technologicznego zakładów i potrzeby rozwojowe przemysłu. W ramach działalności Laboratorium CAD-CAE Technologii Materiałowych, współpracowałem z **Odlewnią Żeliwa Śrem S.A.** [G1] w zakresie zagadnień symulacji procesu odlewania i testowych odlewów żeliwnych, ponadto w zakresie organizacji i prowadzenia zajęć dydaktycznych dla studentów Politechniki Poznańskiej. Z **Odlewnią Żeliwa Ferrex Sp. z o.o.** [G2] współpraca dotyczyła odlewów żeliwnych małogabarytowych oraz skuteczności prognoz wad skurczowych (oprogramowanie PamCast/Simulator) oraz organizacji zajęć dla studentów. Współpraca z **Zakładem Metalurgicznym Pomet S.A.** [G3] dotyczyła roli systemu Magmasoft w ocenie słuszności warunków odbioru wybranych grup asortymentowych odlewów stalowych oraz organizacji zajęć dla studentów. Z **Odlewnią Żeliwa Drawski S.A.** [G4] współpracowałem nad zastosowanie systemu Calcsoft-Porosity do prognozowania porowatości w odlewach ze stopów żelaza.

Bardzo ważną formą współpracy z przemysłem było uczestnictwo w cyklicznym **Sympozjum Naukowym III-XIII oraz XVII International Symposium Modelling of Casting and Foundry Processes** (Poznań-Śrem-Ostrowiec, 1998-2008, 2012r.) organizowanym przez **Prof. Z. Ignaszaka**, którego uczestnikami w znacznej liczbie byli specjaliści odlewnicy z polskich odlewni. Referaty naukowe i naukowo-techniczne stanowiły doskonały przyczynek do dyskusji nad problematyką odlewnictwa z kadrą techniczną i zarządzającą o wieloletnim doświadczeniu przemysłowym.

Kolejną formą mojej współpracy z przemysłem było prowadzenie zajęć dla specjalistów technologów. Prowadziłem zajęcia wykładowe i laboratoryjne na **Studiach Podyplomowych** pt. „**Optymalizacja technologii i sterowanie procesami produkcyjnymi oraz prognozowanie i zapewnienie jakości w odlewnictwie**” [H18,H19] organizowanych przez Prof. Z. Ignaszaka na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej. Prowadzone zajęcia dotyczyły „Technologicznych podstaw modelowania i symulacja komputerowa procesów odlewania” oraz „Wspomagania i techniki komputerowej w opracowaniu technologii w odlewnictwie”. Uczestnikami studiów byli doświadczeni pracownicy polskich odlewni (m.in. Odlewnia Żeliwa Śrem S.A., Odlewnia Żeliwa Drawski S.A., Fugo-Odlew Sp. z o.o.).

W ramach programu CEEPUS (Central European Exchange Program for University Studies) współpracowałem z uczelniami technicznymi z Europy, na których odbyłem staże: Slovak University of Technology Bratislava/Trnava [G7], University of Novi Sad, Faculty of Technical Sciences [G8], North University of Baia Mare, Machine Manufacturing Department [G9].

Współpracowałem również z firmami w dziedzinie oprogramowania i usług wirtualnego prototypowania, producentami specjalistycznego oprogramowania w

dziedzinie fizyki, mechaniki, materiałoznawstwa a przeznaczonego dla instytutów badawczych i czołowych producentów przemysłowych. W ramach współpracy opracowałem **5 ekspertyz**. Z firmą **ESI Group** [G5] współpraca dotyczyła m.in. testowania algorytmu prognozowania wad skurczowych i danych termofizycznych materiałów formierskich w programie Simulor/PamCast/QuikCast przeznaczonego do projektowania i optymalizacji technologii odlewniczej w przemyśle. Z firmą **NovaCast Systems AB** [G6] współpraca dotyczyła oprogramowania NovaFlow&Solid, opracowania polskiej wersji językowej i procedur post-processingowych symulacji odlewania.

Bardzo ważnym elementem mojego rozwoju naukowego jest współpraca z instytucjami naukowymi. **Współpraca z Prof. L. Ratke** [G10] z **German Aerospace Center** została rozpoczęta wspólnym projektem „iPhaseFlow” i była rozwijana w ramach DLR-DAAD-Fellowship. Owocem tego współdziałania są liczne publikacje naukowe **wchodzące w zakres osiągnięcia naukowego (pkt. 4)**. Współpracowałem również z Institute of Materials Physics in Space w DLR na temat powstawania i rozwoju mikrostruktury podczas krzepnięcia kierunkowego [G11] oraz zastosowania technik SEM/EDX/EBSO do pomiaru składu chemicznego [G12]. Na temat ilościowej analizy złożonych trój-wymiarowych struktur, eutektyk potrójnych oraz potrójnych układów fazowych, współpracowałem z Department of Materials Science and Engineering at the **University of Alabama at Birmingham UAB (USA)** [G13].

Z **Instytutem Elektroenergetyki** na Wydziale Elektrycznym Politechniki Poznańskiej prowadziłem [G14] analizy dotyczące oceny wirującego pola elektromagnetycznego stosowanego do wywoływania konwekcji wymuszonej. W ramach centrum „**Wirtualne Projektowanie i Automatykacja VIDA**” [G15] współpracowałem z instytutami na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej nad rozwojem centrum doskonałości VIDA. Współpracowałem z Zakładem Tworzyw Sztucznych [G16] i byłem wykładowcą na **Studiach Podyplomowych** pt. „**Przetwórstwo tworzyw sztucznych i gumy**” [H20] oraz „**Konstrukcja form wtryskowych**” [H21] organizowanych przez ten Zakład. Na studiach tych prowadziłem wykłady i laboratoria z przedmiotów „Symulacja procesów przetwarzania” oraz „Projektowanie CAD/CAM”, a kontakty z pracownikami przemysłu tworzyw sztucznych pozwoliły mi poszerzyć wiedzę o zagadnieniach produkcji oraz potrzebach w modelowaniu przetwarzania tworzyw sztucznych.

Szczegółowy **spis form współpracy** krajowej i zagranicznej wymienionych w pkt. 5.5 zamieszczono **w załączniku nr 6**, pkt. 5.5., poz. [G1-G16].

5.6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych i w zakresie popularyzacji nauki

Ważnym elementem mojej pracy zawodowej związanej z Wydziałem Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej jest **działalność dydaktyczna**. W ramach tej działalności prowadziłem lub/i prowadzę wykłady, laboratoria i projekty **na 10 kierunkach**, tj. Mechanika i Budowa Maszyn (MiBM), Zarządzanie i Inżynieria Produkcji (ZIP), Inżynieria Materiałowa (IM), Inżynieria Biomedyczna (IB), Mechatronika (MCH) oraz Zarządzanie i Marketing (ZiM). Na innych wydziałach uczelni prowadziłem lub/i prowadzę zajęcia na kierunku Mechanika i Budowa Maszyn MiBM (Wydział Maszyn Roboczych i Transportu), Fizyka Techniczna FT (Wydział Fizyki Technicznej), Edukacja Techniczno-Informatyczna ETI (Wydział Fizyki Technicznej), Logistyka (Wydział Informatyki i Zarządzania).

Główny obszar realizowanej na zajęciach tematyki dotyczy metalurgii i odlewnictwa oraz wspomaganie komputerowego w technologiach materiałowych. Na studiach

stacjonarnych i niestacjonarnych, I i II stopnia **prowadziłem zajęcia z następujących przedmiotów** [H1-H17]: Techniki Wytwarzania, Metalurgia i Odlewnictwo, Komputerowe Wspomaganie Procesów Przetwarzania Materiałów, CAD w Odlewnictwie, CADIII, CAD-CAM, Wspomaganie Komputerowe Procesów Przetwarzania Materiałów, Inżynieria Wytwarzania I, Mechanizacja i Automatyzacja w Technologiach Bezwiórowych, Mechanizacja Procesów Przetwarzania Materiałów, Laboratorium w Zakładzie Przemysłowym, Procesy i Techniki Produkcyjne oraz Technologia Maszyn.

Na **studiach podyplomowych** „Optymalizacja technologii i sterowanie procesami produkcyjnymi oraz prognozowanie i zapewnienie jakości w odlewnictwie” prowadziłem zajęcia z przedmiotów Technologiczne Podstawy Modelowania i Symulacja Komputerowa Procesów Odlewania [H18], Wspomaganie i Techniki Komputerowe w Opracowaniu Technologii w Odlewnictwie [H19], natomiast na studia podyplomowych „Przetwórstwo tworzyw sztucznych i gumy” przedmiot Symulacja Procesów Przetwarzania [H20], a na studiach „Konstrukcja form wtryskowych i narzędzi do przetwórstwa tworzyw sztucznych” zajęcia Projektowanie CAD/CAM [H21].

Byłem promotorem prac na studiach stacjonarnych i niestacjonarnych, magisterskich i inżynierskich, również na studiach podyplomowych. Szereg prac było bezpośrednio związanych z tematyką prowadzonych prze mnie badań. Ponadto byłem recenzentem prac dyplomowych.

Opracowałem lub/i współpracowałem **program i materiały dydaktyczne** z przedmiotów Metalurgia i Odlewnictwo (Projekt) [H24], CAD3 [H25], Metalurgia i Odlewnictwo (WMRiT) [H26], Komputerowe Wspomaganie Procesów Przetwarzania Materiałów [H27], Metalurgia i Odlewnictwo [H28], CAD w Odlewnictwie [H29], Mechanizacja Procesów Przetwarzania Materiałów [H30] i Laboratorium w Zakładach Przemysłowych [H31].

Współorganizowałem oraz ustawicznie kontynuowałem poszerzanie programu dydaktycznego, oprogramowania technologicznego i demonstracyjnego oraz pomocy dydaktycznych dla komputerowego **Laboratorium CAD/CAE Technologii Materiałowych** [H32] w Instytucie Technologii Materiałów Politechniki Poznańskiej w latach 1999-2009, a wykorzystywanego do prowadzenia zajęć z zakresu wspomagania komputerowego w technologiach materiałowych.

Współorganizowałem Centrum Wirtualnego Projektowania i Automatyzacji VIDA (Virtual Design and Automation) [H33] kierowanego przez Prof. Zenobię Weiss na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej, w ramach działalności zespołu badawczego Laboratorium CAD/CAE Technologii Materiałowych kierowanego przez Prof. Zenona Ignaszaka.

Ważnym aspektem mojej pracy była działalność **popularyzująca naukę**, w ramach której prowadziłem wykłady podczas Poznańskiego Festiwalu Nauki i Sztuki POLIFESTIWAL (2002 i 2005r.) [H22,H23].

W **celu promocji nauki i badań** prowadzonych na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania oraz działalności badawczej Centrum Doskonałości VIDA uczestniczyłem aktywnie w Międzynarodowych Targach Poznańskich na stanowisku VIDA [H34] oraz w branżowym czasopiśmie „Przegląd Odlewnictwa [C13] opublikowałem artykuł o kompetencjach i możliwościach badawczych centrum VIDA i Laboratorium CAD-CAE Technologii Materiałowych.

Szczegółowy **spis przedmiotów**, z których realizowałem zajęcia dydaktyczne oraz osiągnięć organizacyjnych i popularyzatorskich wymienionych w pkt. 5.6 zamieszczono **w załączniku nr 6**, pkt. 5.6, poz. [H1-H34].

5.7. Wykonane ekspertyzy i inne opracowania na zamówienie

W trakcie mojej pracy w Zakładzie Odlewnictwa i działalności w ramach Laboratorium CAD-CAE Technologii Materiałowych przygotowałem ekspertyzy dotyczące zagadnień symulacji komputerowej procesu odlewania. Dla **firmy ESI Group** ekspertyzy (2001-2006r.) dotyczyły: właściwości termofizycznych materiałów formierskich „Materiaux izolants estimation des parametres thermophysique [I1], dyskretyzacji przestrzennej „Probleme de la densite du maillage et de la fraction solide dans la simulation de la solidification” [I2], procedur post-processingowych w prognozowaniu wad w odlewach z żeliwa sferoidalnego „Validation des procedures de post-processing pour la prevision des defauts de retrait utilisees dans pamcast (fonte à graphite spheroidal)” [I3] oraz algorytmu obliczania wad skurczowych „Etude sur identification de l’algorithme shrinkage de QuikCast 2005 et son influence sur les possibilites de sa validation par une etude experimentale pour les pieces en FGS (sans points chauds)” [I4]. Dla **firmy NovaCast Systems AB** ekspertyza dotyczyła struktury obsługi systemu oraz opracowanie polskiej wersji językowej systemu symulacyjnego NovaFlow&Solid [I5].

Szczegółowy **spis ekspertyz** wymienionych w pkt. 5.7 zamieszczono **w załączniku nr 6**, pkt. 5.7, poz. [I1-I5].

5.8. Recenzowanie publikacji w czasopismach międzynarodowych i krajowych

Wykonałem recenzje w czasopismach międzynarodowych Journal of Alloys and Compounds (Wyd. Elsevier, Impact Factor 2.289, 2011r.) oraz Journal of Materials Science (Wyd. Springer, Impact Factor 2.305, 2014r.). W roku 2018 otrzymałem dwa zaproszenia do recenzowania artykułów w czasopiśmie Materials (Wyd. MDPI, Impact Factor 2.654, dnia 04.04.2018r. oraz dnia 02.07.2018r.).

Szczegółowy **spis recenzji** wymienionych w pkt. 5.8 zamieszczono **w załączniku nr 6**, pkt. 5.8, poz. [J1-J4].

5.9. Międzynarodowe i krajowe nagrody za działalność naukową i artystyczną

Za osiągnięcia naukowe i organizacyjne otrzymałem **nagrody zespołowe Rektora Politechniki Poznańskiej**: za szczególne osiągnięcia w działalności badawczej (2002r., 2004r.), za osiągnięcia organizacyjne (2002r.) oraz promocję Wydziału Budowy Maszyn i Zarządzania (2006r.).

Szczegółowy **spis nagród** wymienionych w pkt. 5.9 zamieszczono **w załączniku nr 6**, pkt. 5.9, poz. [K1-K4].

5.10. Udział w komitetach organizacyjnych konferencji naukowych i komisjach

Współorganizowałem 14 konferencji i sympozjów międzynarodowych, w tym **3-krotnie** International Conference Virtual Design and Automation VIDA (2004, 2005 i 2007r.) [L2] oraz **11-krotnie** Sympozjum Naukowe International Symposium Modelling of Casting and Foundry Processes (1998-2008r.) [L1]. W latach 2014-2017 byłem

członkiem **Wydziałowej Komisji ds. Nagród** [L3] na Wydziale Budowy Maszyn i Zarządzania Politechniki Poznańskiej kierowanej przez Prof. J. Jackowskiego.

Szczegółowy **spis udziału w komitetach** wymienionych w pkt. 5.10 zamieszczono w **załączniku nr 6**, pkt. 5.10, poz. [L1-L3].

5.11. Wskaźniki oceny dorobku naukowego

Tabele 2 i 3 ze wskaźnikami dorobku wypełniłem na podstawie analizy dorobku naukowego wykonanej przez Bibliotekę Politechniki Poznańskiej (Załącznik nr 9).

Tabela 2. Wskaźniki oceny dorobku naukowego – Analiza cytowań

Wskaźniki oceny dorobku naukowego – Analiza cytowań			
Źródło danych	Web of Science (WoS)	Scopus	Google Scholar
Liczba cytowań	38	52	70
Liczba cytowań obcych	16	25	-
Indeks Hirscha, h	4	4	5
Liczba publikacji w bazie	14	21	30
Sumaryczny Impact Factor (według JCR): IF=8.21			

Tabela 3. Wskaźniki oceny dorobku naukowego - Punktacja

Wskaźniki oceny dorobku naukowego - Punktacja		
	Punktacja MNiSW	Impact Factor IF
Przed doktoratem	22.5	0
Po doktoracie	335	8.21
Dla publikacji stanowiących podstawę postępowania habilitacyjnego	245	8.21
Dla publikacji pozostałych, nie stanowiących podstawy postępowania habilitacyjnego (po doktoracie)	84	0
Suma	351.5	8.21

Tabela 4. Zestawienie osiągnięć naukowo-badawczych przed i po doktoracie

Lp.	Wykaz osiągnięć	Przed doktoratem	Po doktoracie	Suma
1.	Publikacje wyróżnione w Journal Citation Report (JCR), posiadającym współczynnik wpływu Impact Factor (IF), wymienionych w części A wykazu MNiSW	0	5	5
2.	Publikacje w czasopismach nie posiadającym współczynnika wpływu Impact Factor (IF), wymienionych w części B wykazu MNiSW	3	11	14
3.	Publikacje w czasopismach krajowych lub zagranicznych spoza wykazu MNiSW	2	2	4
4.	Monografie lub publikacje naukowe w czasopismach międzynarodowych i krajowych z pominięciem publikacji wymienionych powyżej	0	5	5
5.	Publikacje naukowe w materiałach konferencyjnych indeksowanych w WoS	0	2	2
6.	Publikacje naukowe w materiałach konferencyjnych nie indeksowanych w WoS	3	0	3
7.	Opracowania prac badawczych w ramach działalności statutowej (DS) i badań własnych (BW), materiały niepublikowane	10	11	21
Razem osiągnięcia		18	36	54
Udział w konferencjach naukowych				
Konferencje	krajowe	7	26	33
	międzynarodowe	2	7	9
	zagraniczne	2	12	14
Razem konferencje		11	45	56
Udział w projektach badawczych				
Projekty	krajowe KBN/MNiSW/NCN/BW/NCBiR	5	7	12
	zagraniczne finansowane z UE/DAAD	0	4	4
Razem projekty		5	11	16
Staże w ośrodkach naukowych i akademickich oraz przemysłowych	krajowe	0	1	8
	zagraniczne	1	6	
Szkolenia i kursy w ośrodkach naukowych i akademickich oraz przemysłowych	krajowe	2	16	38
	zagraniczne	3	17	
Wykonanie ekspertyz lub innych opracowań przygotowanych na zamówienie przedsiębiorców, organizacji gospodarczych		0	5	5
Recenzje w czasopismach krajowych lub zagranicznych		0	2	2

Tabela 5. Wykaz osiągnięć

Kryterium według §3 p.4, §4 i §5 Rozporządzenia	Wypełnienie kryterium (tak/nie i liczba)
Publikacje naukowe w czasopismach znajdujących się w bazie Journal Citation Report (JCR)	Tak - 5
Zrealizowane oryginalne osiągnięcia projektowe, konstrukcyjne i technologiczne	Tak - 1
Monografie, publikacje naukowe w czasopismach międzynarodowych lub krajowych	Tak - 23
Opracowania zbiorowe, katalogi zbiorów, dokumentacja prac badawczych, ekspertyz, utworów i dzieł artystycznych	Tak - 21
Materiały konferencyjne	Tak - 5
Kierowanie międzynarodowymi i krajowymi projektami badawczymi oraz udział w takich projektach	Tak - 16
Międzynarodowe i krajowe nagrody za działalność naukową i artystyczną	Tak - 4
Wygłoszenie referatów na międzynarodowych i krajowych konferencjach	Tak - 56
Udział w komitetach organizacyjnych międzynarodowych i krajowych konferencji naukowych	Tak - 14
Projekty realizowane we współpracy z naukowcami z innych ośrodków polskich i zagranicznych oraz we współpracy z przedsiębiorcami	Tak - 5
Osiągnięcia dydaktyczne i w zakresie popularyzacji nauki i sztuki	Tak - 2
Opieka naukowa nad studentami i lekarzami w toku specjalizacji	Tak
Stáže oraz szkolenia w zagranicznych i krajowych ośrodkach naukowych lub akademickich	Tak – 46 (35 miesięcy)
Wykonane ekspertyzy lub inne opracowania na zamówienie	Tak - 5
Recenzowanie projektów międzynarodowych i krajowych oraz recenzowanie publikacji w czasopismach międzynarodowych i krajowych	Tak - 2

Pełne zestawienie poszczególnych dokonań dla wszystkich wymienionych kryteriów zamieściłem w odpowiednich załącznikach (Zał. 4 i 6) do Wniosku.

Piotr Mikołajczak

.....
podpis