ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Jan SZAJNAR

TRANSFORMACJA STRUKTURY KOLUMNOWEJ W RÓWNOOSIOWĄ PRZY KRZEPNIĘCIU ODLEWÓW Z WYMUSZONĄ KONWEKCJĄ WIRUJĄCYM POLEM MAGNETYCZNYM





GLIWICE 2001

POLITECHNIKA ŚLĄSKA ZESZYTY NAUKOWE Nr 1511



TRANSFORMACJA STRUKTURY KOLUMNOWEJ W RÓWNOOSIOWĄ PRZY KRZEPNIĘCIU ODLEWÓW Z WYMUSZONĄ KONWEKCJĄ WIRUJĄCYM POLEM MAGNETYCZNYM

Gliwice

2001

OPINIODAWCY

Prof. dr hab. inż. Stanisław Pietrowski Prof. dr hab. inż. Józef S. Suchy

KOLEGIUM REDAKCYJNE

REDAKTOR DZIAŁU SEKRETARZ REDAKCJI

REDAKTOR NACZELNY - Prof. dr hab. Zygmunt Kleszczewski - Prof. dr hab. inż. Andrzej Buchacz - Mgr Elżbieta Leśko

> REDAKCJA Mgr Aleksandra Kłobuszowska

REDAKCJA TECHNICZNA Alicja Nowacka

Wydano za zgodą Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0434-0817

Wydawnictwo Politechniki Śląskiej ul. Akademicka 5, 44-100 Gliwice tel./fax (032) 237-13-81 Dział Sprzedaży i Reklamy (032) 237-18-48 www.wydawnictwo.polsl.gliwice.pl wydawnictwo@polsl.gliwice.pl

Nakł. 100 + 50 egz. Ark. wyd. 11 Ark. druk. 6,75 Papier offset 80 g Oddano i podpisano do druku 17.09.2001. Druk ukończono w październiku 2001

Fotokopie, druk i oprawę wykonał "AMgraf" sc, Gliwice, ul. Jasna 8 tel. (032) 331-32-67, tel./fax (032) 331-32-68

P.221/01

SPIS TREŚCI

2.1. Transformacja struktury w odlewach krzepnących bez wymuszonej 2.2. Transformacia struktury w odlewach krzepnacych przy wymuszonej kon-4.3. Badania metalograficzne i pomiary szerokości strefy kryształów kolumno-4.4. Pomiary rozkładu stężenia pierwiastków stopowych w stopach jednofazo-4.5. Pomiary predkości krystalizacji z wykorzystaniem wirującego pola magne-4.6. Rejestracja krzywych stygnięcia i symulacja procesu krzepnięcia odlewów 5.1. Analiza warunków termicznych krzepniecia odlewu w wirującym polu magnetycznym a podstawie wyników symulacji procesu krzepnięcia i krzy-5.2. Analiza warunków stężeniowych w odlewach krzepnących przy wymuszo-5.2.1. Wpływ nominalnego stężenia dodatku stopowego na efektywność od-5.2.2. Określenie minimalnych wartości stężenia składnika stopowego Co i predkości ciekłego metalu V_{cm} koniecznych do skutecznego od-5.2.3. Wpływ zmian w rozkładzie stężenia dodatku stopowego wywołanego wymusżonym ruchem ciekłej fazy na transformację struktury kolum-6. Kształt frontu krystalizacji i jego wpływ na skutki działania wymuszonej 6.2. Symulacja przepływu ciekłego metalu na froncie krystalizacji przy róż-

2	
6.2.3. Obliczenia numeryczne	
6.2.3.1. Front komórkowy Kurza-Fishera	
6.2.3.2. Front paraboloidalny	
6.2.4. Podsumowanie	
7. Model krzepnięcia odlewu w wirującym polu magnetycznym	
8. Podsumowanie końcowe i wnioski	
8.1. Podsumowanie końcowe	
8.2. Wnioski i spostrzeżenia	
Literatura	
Streszczenie	

Contraction in the second seco

CONTENTS

1.	Introduction	7
2.	Columnar structure transformation into equiaxed structure	9
	2.1. Transformation in solidifying castings without forced convection	9
	2.2. Transformation in solidifying castings with forced convection	12
3.	Aim and subject of the thesis	14
4.	Methodology of tests	16
	4.1. Tests castings	16
	4.2. Determination of liquid metal velocity in a mould	17
	4.3. Metallographic tests and measurements of columnar crystal zone width	19
	4.4. Measurements of alloy elements concentration in single-phase alloy	21
	4.5. Measurements of crystallisation rate with rotating magnetic field used for determination of crystallisation front position	22
	4.6. Registration of cooling curves and simulation of test casting crystallisation	23
5.	Test results and their analysis	28
	5.1. Analysis of casting solidification thermal conditions in rotating magnetic field based on solidification and cooling curve simulation results	28
	5.2. Analysis of concentration conditions in solidifying castings with convection forced by rotating magnetic field	39
	5.2.1. Effect of alloy addition nominal concentration on efficiency of rotating magnetic field	39
	5.2.2. Determination of minimum values of C _o alloying component concentration and V _{cm} liquid metal speed necessary for effective	47
	5.2.3. Effect of changes in alloy addition concentration distribution caused by	
	forced movement of liquid phase on columnar structure transformation	54
4	Into equiaxed structure	67
0.	6.1 Model of crystallisation front	67
	6.2. Simulation of liquid metal flow on crystallisation front for different front	
	models	73
	6.2.1. Mathematical model	73
	6.2.2. Numerical algorithm (FEM)	75
	6.2.3. Numerical calculations	78
	6.2.3.1. Kurz-Fisher cell front	79
	6.6.3.2. Paraboloidal front	81
	6.2.4. Summing-up	84
7.	Model of casting solidification in rotating magnetic field	86

8. Final summing-up and conclusions	
8.1. Final summing-up and conclusions	
8.2. Conclusions and remarks	100
References	
Summary	106
A Distance of the second se	

1. WPROWADZENIE

Na jakość odlewu najistotniejszy wpływ ma jego struktura pierwotna powstająca w procesie krzepnięcia i krystalizacji. W zależności od warunków krzepnięcia i składu chemicznego uzyskuje się w odlewach różne rodzaje struktury. W praktyce technologicznej w odlewach można wyróżnić trzy zasadnicze strefy struktury:

- strefę kryształów zamrożonych,
- strefę kryształów kolumnowych (słupkowych),
- strefę kryształów równoosiowych.

Często w odlewach tradycyjnych i ciągłych obserwuje się przypadki występowania tylko dwóch stref kryształów: kolumnowych i równoosiowych lub zamrożonych i kolumnowych (rys. 1a), a także jeden rodzaj kryształów – kryształy równoosiowe (rys. 1b).



Rys. 1. Makrostruktura odlewu ciaglego z Al99,99 (a) i odlewu z ZnAl5,5 wykonanego w formie grafitowej (b) Fig. 1. Macrostructure of Al99,99 continuous casting(a) and ZnAl 5,5 casting in a sand mould (b)

Strefa kryształów kolumnowych jest efektem krzepnięcia warstwowego (kierunkowego), przebiegającego przy dodatnim gradiencie temperatury. Efektem krzepnięcia objętościowego, przebiegającego przy ujemnym gradiencie temperatury w fazie ciekłej jest strefa kryształów równoosiowych. Wymiary obu stref decydują o jednorodności struktury odlewu. Im większa jest strefa kryształów równoosiowych w odlewach, tym lepsza ich jakość. Zatem odpowiednio dobierając niektóre zmienne czynniki procesu krzepnięcia odlewu (np. gradient temperatury w odlewie G, prędkość krzepnięcia V, stężenie początkowe C_{o_2}) można w ograniczonym zakresie tworzyć warunki szybkiego przejścia z krzepnięcia warstwowego do krzepnięcia objętościowego. Efektem tych zmian może być zwiększenie strefy kryształów równoosiowych z równoczesnym zmniejszeniem szerokości strefy kryształów kolumnowych lub jej całkowitą likwidacją.

Strefa kryształów kolumnowych jest szczególnie niepożądana w odlewach ciągłych i półciągłych przeznaczonych do przeróbki plastycznej. Powoduje ona znaczne obniżenie prędkości wyciskania wlewków na prasach. Podczas walcowania wlewki ulegają rozwarstwieniu w strefie zewnętrznej, a na powierzchni profili wyciskanych po anodowaniu pojawiają się rożnokolorowe odcienie. Stąd, w niektórych przypadkach, wlewki poddaje się bardzo kosztownej obróbce wstępnej polegającej na usuniecju cześci strefy kryształów kolumnowych poprzez obróbkę skrawaniem ("skórowanie" wlewków). Uważało sie do niedawna, że problem ten rozwiązuje proces modyfikacji lub stosowanie mieszania indukcyjnego ciekłego metalu w krystalizatorze. Jednak zabiegu modyfikacji struktury w wielu przypadkach (np. przy odlewaniu czystych metalach) stosować nie można ze względu na obniżenie niektórych właściwości metali (np. przewodności elektrycznej w miedzi). Stosowanie natomiast mieszania indukcyjnego ciekłego metalu w formie lub krystalizatorze nie zawsze powoduje zmniejszenie szerokości strefy kryształów kolumnowych [1-3]. Stad pojawia się zadanie kompleksowego określenia warunków, w których wymuszona konwekcja ciekłego metalu powodować będzie zmniejszenie szerokości kryształów kolumnowych, a tym samym określenia warunków transformacji struktury kolumnowej w równoosiową przy wymuszonej przez pole magnetyczne konwekcji.

the first of the second s

2. TRANSFORMACJA STRUKTURY KOLUMNOWEJ W RÓWNOOSIOWĄ

2.1. Transformacja struktury w odlewach krzepnących bez wymuszonej konwekcji

Jednym ze sposobów analizy tworzenia się makrostruktury odlewu jest rozpatrywanie modelu transformacji struktury kolumnowej (słupkowej) w równoosiową. Zagadnienie transformacji struktury kolumnowej w równoosiową znane jest od dawna [4-7]. Ważny ten problem nabrał jeszcze bardziej istotnego znaczenia w momencie pojawienia się odlewania ciągłego metali i stopów [8]. Szczególnie dotyczy to odlewów ze stopów o małej zawartości składnika stopowego i technicznie czystych metali, w których przy typowych warunkach odlewania powstaje szeroka strefa kryształów kolumnowych (rys. 1). Pomimo tego nie ma jeszcze prostego sposobu (modelu), żeby przewidzieć makrostrukturę wlewka i jednoznacznego poglądu, jak faktycznie transformacja struktury zachodzi, a przede wszystkim nie można wskazać, że dany czynnik krystalizacji jest najważniejszy. Wynika to z wielości czynników technologicznych i materiałowych wpływających na proces krzepnięcia i krystalizacji, jak również ich zmienności w czasoprzestrzeni. Często przewidując strukturę w odlewie opiera się na intuicyjnej wiedzy wynikającej z praktyki odlewniczej lub prowadzi badania rozpoznawcze.

Rozważania nad transformacją struktury opierają się na analizie następujących zagadnień: - zmiany pola temperatury przed frontem krystalizacji [4-25,48],

- wzrostu konkurencyjnego pomiędzy kryształami kolumnowymi a równoosiowymi [13-16,20,23-26],
- wpływu naturalnych ruchów konwekcyjnych ciekłego metalu na zarodkowanie i tworzenie się strefy kryształów równoosiowych [27-36]

Ogólnie stwierdza się, że przejście (przemiana, transformacja, ang. columnar-equiaxed transaction - CET) struktury kolumnowej w równoosiową występuje wtedy w odlewach, gdy gradient temperatury maleje w czasie tworzenia się strefy kryształów kolumnowych. Przemiana struktury prawie zawsze występuje w pobliżu minimalnych wartości gradientu temperatury i prędkości krystalizacji. Niejednoznaczne natomiast poglądy panują na temat sposobu przemiany Stwierdza się, że miejsce przemiany struktury kolumnowej w równoosiową może być skokowe [10,16,17] lub stopniowe (bez ostrej granicy) [14,15]. Zgodne poglądy istnieją w literaturze na temat wpływu wielu czynników na szerokość strefy kryształów kolumnowych [9-20].

Zjawisko przemiany struktury badane było przede wszystkim doświadczalnie [4,5,13-19,25], ale również opracowano kilka modeli transformacji struktury dla odlewów krzepnących głównie kierunkowo, bez wymuszonej konwekcji [15,20-24], które w części poparto wynikami doświadczalnymi. Większość wcześniejszych prac z tego zakresu opiera się na wynikach badań Burdena i Hunta i ich modelu [11-15], w którym rozważa się zarodkowanie i wzrost kryształów równoosiowych przed frontem krystalizacji z przechłodzonej cieczy. Właśnie to ogólne przechłodzenie przed frontem krystalizacji jest siłą pędną wzrostu kryształów w strefie kolumnowej lub jego zahamowania, ale przede wszystkim tworzy warunki do zarodkowania przed powierzchnią rozdziału faz [14,15].

W pracy [16] Mahapatra i Weinberg badając przemianę struktury kolumnowej w równoosiową w stopach SnPb zaobserwowali, że miejsce transformacji struktury zależy od szybkości oddawania ciepła z kierunkowo krzepnącego wlewka. Obserwacje doświadczalne wskazywały, w przeciwieństwie do wyników Burdena i Hunta, że przemiana struktury jest nagła, a płaszczyzna przemiany płaska. Model Mahapatry i Weinberga przewiduje, że transformacja występuje przy minimalnej wartości krytycznej gradientu temperatury w cieczy, o wartościach np. 0,10^oC/mm dla SnPb5 i 0,13^oC/mm dla SnPb15, z nieznacznym wpływem składu stopu

Ziv i Weinberg potwierdzili wyniki badań z pracy [16], że przemiana struktury kolumnowej w równoosiową występuje, gdy gradient osiągnie minimum, tj. przy 0,06°C/mm dla stopu AlCu3 [17]. Również G.T.Lowe wykazał, na podstawie badań doświadczalnych i modelowania wymiany ciepła, że CET występuje blisko zerowego gradientu w stopie PbSn1,5 [19]. Stwierdzono także, że CET występuje w stopie Sn-10% Pb przy około 0,1°C/mm [19].

Trzeba jednak zauważyć, że przytoczone wyżej wyniki badań [15-19] uzyskane zostały przy nietypowym krzepnięciu kierunkowym wlewków walcowych (krzepnących kierunkowo w układzie pionowym, od dołu do góry), wprawdzie przy zmieniającym się gradiencie temperatury, ale jednak bardzo wolno, tj. przy warunkach innych od tradycyjnych. Brak w nich analizy wpływu zmian warunków stężeniowych, które niewątpliwie mają swój udział w transformacji poprzez sprzężenie z warunkami termicznymi i kinetyką krystalizacji.

W pewnej liczbie prac dotyczących zagadnienia przemiany struktury kolumnowej w równoosiową rozważa się dwie główne części składowe procesu powstawania struktury odlewu, tj. tworzenia się strefy kryształów kolumnowych oraz kryształów równoosiowych [13-16,20,23-26]. W pracach tych wskazuje się, że najbardziej istotne jest określenie niejako konkurencji tych procesów i wykazanie, który z nich, w danych warunkach odlewania, decyduje o szerokości strefy kryształów kolumnowych. Jednak w dalszym ciągu jeszcze aktualne są pytania: czy zahamowanie wzrostu kryształów równoosiowych jest przyczyną szerokiej strefy kryształów równoosiowych oraz czy szybka krystalizacja objętościowa strefy kryształów równoosiowych "mechanicznie" blokuje wzrost strefy kryształów kolumnowych? Zarówno jeden przypadek, jak i drugi znajdują potwierdzenie w wynikach badań.

Do zagadnień tych odniesiono się w pracy [26], w której autorzy przedstawili wyniki badań nad CET w odlewach modelowych ze stopu Pb-Sn krzepnacych kierunkowo w układzie pionowym, od dołu do góry (podobnie jak w [16,17]). Na podstawie analizy pól temperatury podczas przemiany i najważniejszych parametrów związanych z procesem krzepnięcia, tj.: szybkości stygnięcia, prędkości przesuwania się frontu krystalizacji, gradientów temperatury oraz struktury odlewu stwierdzono, że przemiana zachodzi, gdy gradient temperatury w ciekłym metalu zmniejsza się do wartości zawartej w przedziale pomiedzy -0.08°C/mm a 0.1°C/mm. Wykazano, że predkość frontu likwidusu rośnie szybciej niż solidusu, co zwieksza wielkość strefy stało-ciekłej. Porównanie z modelami analitycznymi Burdena i Hunta oraz poczynione obserwacje wskazują, że przemiana jest wynikiem współzawodnictwa między grubszymi dendrytami kolumnowymi a drobniejszymi dendrytami równoosiowymi. Autorzy dowodzą, że w czasie przemiany struktury istnieją na powierzchni rozdziału bardziej korzystne energetycznie warunki do zatrzymania wzrostu dendrytów i występuje duże prawdopodobieństwo zarodkowania przed frontem i wzrostu kryształów równoosiowych. Stwierdzono, że w miejscu transformacji występuje najmniejsze przechłodzenie.

W literaturze przedmiotu wiele uwagi poświęcono procesowi powstawania kryształów równoosiowych wychodząc z założenia, że stworzenie odpowiednich warunków termicznych krzepnięcia będzie powodować szybką krystalizację objętościową w odlewie [27-37,49]. Proces taki będzie występował w odlewie wtedy, gdy zostaną spełnione warunki do odpowiednio szybkiego zarodkowania nowej fazy. Rozważa się dwie hipotezy.

1) zarodkowanie heterogeniczne,

2) fragmentacja istniejących kryształów - dendrytów.

Do zarodkowania heterogenicznego potrzeba odpowiedniego przechłodzenia ciekłej fazy, które może wystąpić przed frontem krystalizacji [14,15,30-39]. Dodatkowe zarodki mogą powstać w innych miejscach odlewu. Stąd powstało wiele modeli, wg których udowadnia się, że już w czasie zalewania tworzona jest duża liczba zarodków w wyniku zetknięcia się ciekłego metalu z zimną formą [21,22,27-34]. Te modele to:

- zarodkowanie na swobodnej powierzchni cieczy, nazywane "zarodkowaniem deszczowym"; model Southina [22],
- zarodkowanie na powierzchni wewnętrznej formy w czasie zalewania, zwany modelem kryształów zamrożonych lub modelem Chalmersa ("big bang" model) [21],
- model Ohno, tj. model kryształów odrywających się od ścianki formy [27],
- zarodkowanie przed frontem wg modelu Tillera [30] lub Witzkego [31],
- dyspersja kryształów poprzez nadtapianie i rozmnażanie, model Jacksona i in. [28].

Tworzeniu się dodatkowych zarodków sprzyjają fluktuacje temperaturowe i konwekcja swobodna, a przede wszystkim konwekcja wymuszona. Rozpatruje się wówczas tzw. model fragmentacji dendrytów, który ma kilka wariantów – nadtapianie się ramion dendrytów (koagulacja) z powodu termicznych efektów konwekcji [28,35], fragmentacja mechaniczna [29] lub opadanie kryształów z górnej swobodnej powierzchni wlewka [22].

Inny sposób analizy transformacji struktury to rozważanie morfologii frontu krystalizacji i jego warunków stabilności związanych z przechłodzeniem stężeniowym.

Strefa kryształów kolumnowych powstaje w rzeczywistym odlewie w wyniku krzepnięcia warstwowego lub inaczej krystalizacji kierunkowej (zorientowanej). W tradycyjnych warunkach krzepnięcia (tj. bez wymuszonej konwekcji) o rozmiarach tej strefy decydują, przytoczone już wcześniej, trzy podstawowe czynniki: gradient temperatury w odlewie, prędkość krystalizacji i stężenie składników stopowych lub zanieczyszczeń metalu Wymienione czynniki procesu krzepnięcia stosuje się w kryteriach trwałości frontu krystalizacji i tym sposobem kontroluje warunki wzrostu kryształów podczas krystalizacji kierunkowej w specjalnych urządzeniach [50-52].

Kontrolowanie natomiast tworzenia się strefy kryształów kolumnowych w tradycyjnym odlewie jest bardzo utrudnione ze względu na zmienność w czasie zarówno prędkości wzrostu, jak i gradientu temperatury oraz parametrów termofizycznych związanych z temperatura. Zmiany te zwiazane sa z materiałem formy, sposobem odlewania, temperatura zalewania i wielkością odlewu. Te czesto szybkie zmiany i kłopotliwe do określenia, czyniły dotychczas stosowanie kryterium trwałości mniej przydatne do rozważań nad szerokością strefy kryształów kolumnowych w odlewach klasycznych Należy zauważyć, że takie podejście do określenia i analizy tworzenia się strefy kryształów kolumnowych w tradycyjnym odlewie nie jest rozważane w literaturze poza nielicznymi przypadkami [53-57]. Wynika to przede wszystkim ze zmienności G i V oraz trudności w określeniu zmian tych wielkości w krzepnącym odlewie w określonych warunkach technologicznych. Po pojawieniu się metod symulacji procesu krzepniecia odlewu przy użyciu profesjonalnych programów te ograniczenia zostają w części usunięte. Zatem istnieje możliwość przystosowania stężeniowego kryterium trwałości do analizy makrostruktury odlewu, bowiem możliwe jest obecnie wyznaczenie niektórych wielkości wchodzacych w skład kryterium związanych z położeniem frontu krystalizacji w odlewie.

W celu pełnej analizy warunków trwałości frontu należy brać pod uwagę warunki stężeniowe na powierzchni międzyfazowej, które przy krzepnięciu odlewu w formie też ulegają zmianie, głównie za sprawą zmiany współczynnika rozdziału k, ale również w konsekwencji zmian pozostałych wielkości wchodzących w skład parametru kryterium materiałowego. Wyniki badań tego zagadnienia przedstawiono w dalszej części pracy.

2.2. Transformacja struktury w odlewach krzepnących przy wymuszonej konwekcji

Wymuszona konwekcja za pomocą różnych metod (mechaniczne mieszanie [59,60], stosowanie drgań ultradźwiękowych lub infradźwiękowych [45-47,61,66], stosowanie pól magnetycznych [43,40,58,62,63]) ma zawsze jeden cel, zmianę warunków krzepnięcia i krystalizacji odlewu. Najczęściej skutkiem tych zmian jest poprawa jakości odlewu poprzez rozdrobnienie i ujednorodnienie struktury odlewu.

Zawarte w literaturze wyniki badań nad określeniem wpływu ruchu ciekłego metalu na transformację struktury kolumnowej w równoosiową opierają się na analizie trzech zasadniczych zjawisk:

- cieplnych, zmieniających pole temperatury w krzepnącym odlewie,
- związanych z dynamicznym pobudzeniem tworzenia zarodków krystalizacji,
- mechanicznych, kształtujących odmiennie niż tradycyjnie front krzepnięcia i rosnące kryształy.

Dotychczasowe wyniki badań autora [67-71] i dane literaturowe [58-63,72-76] tworzą podstawy do stwierdzenia, że wymuszony ruch ciekłego metalu oddziałuje na proces krystalizacji powodując:

- przenoszenie przez ruch konwekcyjny kryształów zamrożonych do środkowej części odlewu,
- odrywanie się kryształów od ścianki formy pod wpływem konwekcji ciekłego metalu,
- fragmentację ("rozmnażanie") kryształów przez koagulację oraz nadtapianie pod wpływem fluktuacji temperatury, a także odłączanie mechaniczne wywołane ruchem cieczy (odrywanie, łamanie),
- zarodkowanie metalu w zewnętrznej, przechłodzonej warstwie cieczy, stykającej się z frontem krystalizacji kryształów kolumnowych.

Przytoczone wyżej mechanizmy to te same procesy, które towarzyszą tworzeniu się strefy kryształów równoosiowych w odlewie krzepnącym bez wymuszonej konwekcji (por. rozdz. 2.1). Wymienione mechanizmy zachodzą w odlewach tradycyjnych w wyniku naturalnych zjawisk przebiegających w czasie krzepnięcia, a wywoływanych między innymi różnicami temperatury i gęstości ciekłego metalu, różnym sposobem napełniania wnęki formy itp. Powyższe mechanizmy znacznie się intensyfikują w wyniku wymuszonego (np. przez pole magnetyczne) ruchu ciekłej fazy. Przy ograniczeniu naturalnych ruchów konwekcyjnych, np. przez umieszczenie formy z krzepnącym metalem w stałym polu magnetycznym, w tak wykonanych odlewach wytworzy się szersza niż normalnie strefa kryształów kolumnowych [9,10,64,65]. Jest to dowód na to, jak istotną rolę spełnia ruch cieczy w tworzeniu strefy kryształów równoosiowych.

Częstym, doświadczalnym dowodem na zarodkotwórcze działanie wymuszonej konwekcji są procesy fragmentacji dendrytów i erozji frontu krystalizacji [40,41,58,59,72].

Wymuszona konwekcja ciekłego metalu zmienia także rozkład składników stopowych w odlewach [58-60,75-78], jednak nie ma w literaturze danych na temat wpływu tych zmian na transformację struktury. Najczęściej uważa się, że to przepływ ciekłej fazy zmienia strukturę i miejsce transformacji przez obniżenie gradientu temperatury G_L w cieczy do takiej wartości,

przy której zarodki krystalizacji obecne w cieczy nie ulegną roztopieniu i mogą rozrosnąć się do kryształów równoosiowych.

Brakuje jednak kompleksowych rozwiązań, które umożliwiłyby prognozowanie struktury odlewu, szczególnie takiego, w którym pojawia się strefa kryształów kolumnowych, wykonywanego w konkretnej formie i w określonych warunkach wymuszonego ruchu ciekłego metalu.

And the second s

3. CEL I TEZA PRACY

W pracy analizuje się takie krzepnięcie odlewu, w którym w warunkach tradycyjnych, tj. bez wymuszonej konwekcji, nie zachodzi przemiana struktury kolumnowej w równoosiową lub zachodzi w końcowej fazie krzepnięcia. W związku z tym struktura kolumnowa występuje w całym przekroju lub jego znacznej części (rys. 1a). Jeżeli krzepnący w takich warunkach odlew podda się działaniu wirującego pola magnetycznego (WPM), tzn. wymusi ruch ciekłego metalu w formie lub krystalizatorze, to powstaje pytanie: jakie należy spełnić warunki krzepnięcia i ruchu ciekłej fazy, aby zmienić jego strukturę?

Celem pracy było określenie warunków stosowania wirującego pola magnetycznego powodującego zmniejszenie szerokości strefy kryształów kolumnowych.

Realizacja celu pracy wymagała najpierw dokonania wyboru tych czynników procesu krzepnięcia odlewu przy wymuszonej przez WPM konwekcji, które będą decydować o efektach stosowania pola magnetycznego.

Dotychczasowe wyniki badań własnych autora [40,41,70,71] umożliwiają następującą selekcję czynników odlewania w polu magnetycznym i zestawienie trzech podstawowych warunków:

- kinetycznego dotyczącego prędkości przepływu ciekłego metalu przed frontem krystalizacji V_{cm}. Wielkość ta jest podstawowym zmiennym czynnikiem procesu i zależy od wartości indukcji pola magnetycznego B. Strumień ciekłego metalu przed frontem krystalizacji zmienia rozkład dodatków stopowych, stąd warunek drugi,
- stężeniowego dotyczącego stężenia C_o dodatku stopowego w stopie lub zanieczyszczeń w metalu, w tym przede wszystkim zmiany rozkładu stężenia w odlewie wywołanego wymuszonym ruchem ciekłego metalu.
- 3) termicznego dotyczącego szybkości oddawania ciepła przez odlew i związanego z nią gradientu temperatury na froncie krystalizacji G_T lub różnicy temperatury na przekroju odlewu δT . Jego wpływ jest trudny do określenia na tym etapie badań wobec niejednoznacznych teorii na ten temat [14,79-82]. Wydaje się jednak, że powinien ulegać odpowiedniej zmianie podczas krzepnięcia odlewu osiągając jak najszybciej wartość minimalną, podobnie jak w odlewach krzepnących bez wymuszonej konwekcji [17-18,26]. Z drugiej strony, jeśli przyjąć, że strumień ciekłego metalu ma działanie zarodkotwórcze, poprzez np. erozję frontu krystalizacji i dyspersję kryształów [41,58,59,62], to zmiany w oddawaniu ciepła mogą mieć inny przebieg i w inny sposób wpływać na przemianę struktury.

Z ostatnim warunkiem wiąże się bezpośrednia analiza wpływu prędkości krystalizacji V na zmiany w strukturze wywołane działaniem WPM ze względu na to, że jest to wielkość silnie zależna od gradientu temperatury w odlewie, przy jego wartościach uzyskiwanych w typowych warunkach technologicznych związanych z materiałem formy i temperaturą zalewania. Wymuszony ruch ciekłego metalu wpływać będzie na G_T , a to z kolei wywoływać będzie zmiany prędkości krzepnięcia odlewu. Prędkość krzepnięcia jest wielkością, na którą

po wypełnieniu formy metalem nie ma się wpływu i wynika ona z warunków oddawania ciepła przez odlew czyli głównie G_T lub δT . Będzie ona badana głównie ze względu na możliwość zastosowania wyników pracy w procesie ciągłego odlewania, gdzie prędkość krzepniecia (odlewania) jest parametrem technologicznym.

Teza pracy jest następująca:

Podstawowy wpływ na transformację struktury kolumnowej w równoosiową w odlewach krzepnących przy wymuszonej konwekcji przez wirujące pole magnetyczne mają:

- prędkość V_{cm} ciekłego metalu w formie,
- stężenie początkowe Co składnika stopowego,
- gradient temperatury G_T lub spadek temperatury na przekroju odlewu δT albo pośrednio z tymi wielkościami związana prędkość krzepnięcia V.

Wielkości V_{cm} i C_o muszą spełniać warunek: { $C_o \ge (C_o)$ min} i { $V_{cm} \ge (V_{cm})$ min}, tzn. posiadać wartości powyżej pewnego minimum.

W celu udowodnienia tezy pracy przeprowadzono badania, których zakres obejmował:

- określenie minimalnej prędkości (V_{cm})min ciekłego metalu w formie koniecznej do wywołania zmniejszenia szerokości strefy kryształów kolumnowych w stopach jednofazowych i czystych metalach.
- określenie wpływu stężenia wyjściowego C_o (nominalnego) na skutki stosowania WPM;
 określenie (C_o)min,
- badania oddziaływania wymuszonego ruchu ciekłego metalu V_{cm} na rozkład stężenia składnika stopowego $C_{s(x)}$ i jego wpływu na transformację struktury,
- badania zmian warunków oddawania ciepła przez walcowy odlew próbny krzepnący przy wymuszonej przez WPM konwekcji (badania pola temperatury) i prędkości krzepnięcia oraz ich wpływu na przemianę struktury kolumnowej w równoosiową.

Dalszy etap pracy to opracowanie modelu krzepnięcia odlewu w WPM, wg którego można będzie prognozować miejsce transformacji struktury kolumnowej w równoosiową, czyli określić z pewnym przybliżeniem szerokość strefy kryształów kolumnowych.

a provide the second second

4. METODYKA BADAŃ

4.1. Wykonanie odlewów próbnych

Badania prowadzono wykonując wlewki walcowe o średnicy 45 mm i wysokości 180 mm w kokili grafitowej o grubości ścianki 7 mm. Odlewy wykonywano na stanowisku badawczym, którego schemat przedstawia rys. 3.1.



Rys. 4.1. Schemat stanowiska badawczego: 1 - induktor wytwarzający pole magnetyczne, 2 - forma-kokila, 3 - autotransformator trójfazowy, A - amperomierz

Fig. 4.1. Test stand scheme: 1-magnetic field coil, 2-mould, 3-three-phase autotransformer, A-ammeter

W skład stanowiska wchodzi m.in. stojan silnika asynchronicznego (1), który pełni rolę wzbudnika, natomiast wirnik zostaje zastąpiony w tym przypadku metalowym wsadem (forma z ciekłym metalem (2) umieszczona w stojanie). Uzwojenie wielofazowe rozłożone na rdzeniu magnetycznym wywołuje wirujące pole magnetyczne, indukując prądy wirowe w ciekłym metalu. Oddziaływanie wyindukowanych prądów na pole magnetyczne powoduje powstanie sił magnetohydrodynamicznych (MHD) wprawiających ciekły metal w ruch wirowy o kierunku zgodnym z kierunkiem wirowania pola magnetycznego. Prędkość wirowania ciekłego metalu zależy od siły działającej na elementarną objętość ciekłego metalu, która jest równa iloczynowi wektorowemu indukcji magnetycznej i gęstości prądu przepływającego przez tę objętość:

$$dF = J x B dv \tag{4.1}$$

Indukcja magnetyczna B (gęstość strumienia) jest równa stosunkowi strumienia Φ do pola przekroju S :

 $B = \frac{\Phi}{S}$ (4.2)

Wielkość strumienia magnetycznego Φ wytwarzanego przez uzwojenie stojana jest wprost proporcjonalna do siły magnetomotorycznej E_m zwanej też przepływem:

 $\Phi = \frac{E_m}{R_m} \tag{4.3}$

Można zatem wielkością prądu stojana regulować wielkość indukcji magnetycznej i tym samym prędkość wirowania ciekłego metalu w formie.

Zmianę wartości indukcji WPM (tabl. 4.1) realizowano poprzez regulację napięcia zasilającego induktor autotransformatorem 3. Wartość indukcji B określano przed zalaniem formy na jej wewnętrznej ściance za pomocą teslomierza TH26.

Metal topiono w piecu indukcyjnym średniej częstotliwości (500 Hz), w tyglu grafitowym o pojemności 2 dm³. Zalewanie formy odbywało się przy działającym polu magnetycznym. Czas oddziaływania pola magnetycznego na krzepnący odlew (t_{od}) mierzono od chwili zakończenia zalewania formy, wynosił on dla wszystkich prób 20 s.

Odlewy wyjęte z kokili przecinano w odległości 70 mm od dna wlewka i odcinano dodatkowo próbkę o wysokości około 10 mm przeznaczoną do badań składu chemicznego (rys. 4.6b).

Realizacja celu pracy i udowodnienie tezy wymagała przeprowadzenia badań w bardzo szerokim zakresie zmian stężenia nominalnego dodatku stopowego i intensywności wymuszonego ruchu ciekłego metalu Badania prowadzono na technicznie czystych metalach (Al99,99; Zn99,99) i syntetycznych stopach jednofazowych AlCu0,05 - AlCu0,5 Stopy przygotowywano z czystych metali Al99,99; Cu99,95 rozpuszczając w stopionym aluminium odpowiednie ilości wagowe miedzi. Ilość wprowadzonego składnika stopowego kontrolowano przeprowadzając analizę chemiczną próbek

4.2. Określenie prędkości ruchu ciekłego metalu w formie

Indukcja pola magnetycznego B jest parametrem technologicznym i jej wartość łatwo zmierzyć w powietrzu na wewnętrznej powierzchni formy lub induktora. Znając wartość indukcji można obliczyć prędkość wirowania ciekłego metalu w formie i dalej maksymalną prędkość obwodową V_{can}max. Prędkość wirowania ciekłego metalu, wymuszana przez wirujące pole magnetyczne, zależy od siły działającej na jednostkową objętość [127,128]. Wartość tej siły F można obliczyć z równania

 $F = I \times B \tag{4.4}$

I jest gęstością prądu indukowanego w ciekłym metalu i zależy między innymi od przewodności właściwej σ ciekłej fazy [88]:

 $\bar{I} = \sigma \left[\bar{E} + \left(\bar{V}_{am} \times \bar{B} \right)^{2} \right]$ (4.5)

gdzie: E - natężenie prądu elektrycznego,

σ - przewodność elektryczna właściwa ciekłego metalu,

V_{cm} - prędkość, B - indukcja magnetyczna.

Prędkość wirowania metalu w formie V_{cm} zależy również odwrotnie proporcjonalnie od gęstości metalu ρ . Stąd z pewnym przybliżeniem można zapisać, że

18

$$V_{cm} \approx \frac{F}{\rho} \quad \text{lub} \quad V_{cm} \approx \frac{B}{\rho}.$$
 (4.6)

Przy danych warunkach odlewania, tj. stałych wymiarach formy $\phi 45 \times 180 \text{ mm}$ i danym ciekłym metalu, np. Al99,99, prędkość ciekłego metalu w formie V_{cm} jest funkcją indukcji pola magnetycznego B, a ta z kolei natężenia prądu I zasilającego induktor, czyli można zapisać, że V_{cm}=f(B)=f(I).

Pomiary prędkości metalu w formie są zawsze pomiarami kłopotliwymi, głównie ze względu na wysoką temperaturę i zmieniające się z nią w czasie parametry termofizyczne.

Prędkość ruchu wirowego w formie cylindrycznej próbowano określić kilkoma metodami pomiarowymi, w tym między innymi przy użyciu urządzenia stroboskopowego, laserowych głowic skanujących, pomiarami na cieczach modelowych. Ostatecznie wyznaczenie prędkości ciekłego metalu w formie wykonano dwoma sposobami: doświadczalnie z pomiarów głębokości menisku wklęsłego cieczy wirującej (powierzchni izobarycznej) [83] i teoretycznie wykorzystując tok obliczeń zawarty w pracy [84] oraz opierając się na danych z [85-88], a następnie porównano wyniki. Na podstawie przeprowadzonych pomiarów i obliczeń uzyskano wyniki zawarte w tab. 4.1 i na rys. 4.2.

Tabela 4.1

I [A]	B [T]	Vcm dla Al [m/s]	V _{cm} dla Zn [m/s]	V _{cm} dla Sn [m/s]
0,25	0,010	0,38	0,22	0,17
0,5	0,015	0,55	0,33	0,27
1,0	0,025	0,89	0,52	0,45
1,5	0,035	1,15	0,68	0,58
2,0	0,045	1,36	0,81	0,69
2,5	0,055	1,51	0,90	0,79
3,0	0,065	1,62	0,96	0,82
3,0	0,065	1,62	0,96	0,82

Maksymalna prędkość obwodowa ciekłego metalu w formie V_{cm} w zależności od indukcji B wirującego pola magnetycznego (WPM) lub prądu zasilającego induktor 1 (rys. 4.1)

Istotną cechą wymuszanego przez pole magnetyczne ruchu ciekłego metalu jest to, że jego prędkość V_{cm} maleje w czasie krzepnięcia odlewu. Przyczyną jest ekranowanie pola magnetycznego przez zakrzepniętą warstwę odlewu, polegające na zmniejszaniu się indukcji magnetycznej B na froncie krzepnięcia wraz ze wzrostem jej grubości i oddalaniem się cieczy od induktora. Powyższa niedogodność w tym sposobie wymuszania ruchu ciekłego metalu musi być brana pod uwagę. Pozwoli to na bardziej dokładne oszacowanie prędkości ciekłej fazy przed frontem krzepnięcia odlewu. Pomiary wykazały, że przy grubości warstwy zakrzepłej 12 mm spadek wartości indukcji wynosi ok. 50%.



Rys. 4.2. Zależność maksymalnej prędkości obwodowej V_{cm} ciekłego metalu w formie cylindrycznej o średnicy wewnętrznej 45 mm od indukcji B pola magnetycznego

Fig. 4.2. Dependence of V_{cm} maximum peripheral velocity of liquid metal in a cylindrical mould of inside diameter 45 mm on B magnetic field induction

Pomiaru dokonano w ten sposób, że kokilę grafitową używaną do odlewania wlewków próbnych z umieszczoną wewnątrz tuleją z AlCu0,2 o grubości ścianki 12 mm i nagrzaną do 600°C, wkładano do induktora 1 (rys. 4.1) i mierzono teslomierzem wartość indukcji B. Wartość indukcji zmierzona w tych warunkach była o 50% mniejsza od wartości indukcji maksymalnej zmierzonej na wewnętrznej powierzchni ścianki formy. Zatem, przyjmując z pewnym przybliżeniem liniową zależność pomiędzy B i V_{cm} założono, że zmniejszenie maksymalnej prędkości obwodowej V_{cm} będzie również wynosiło ok. 50%.

4.3. Badania metalograficzne i pomiary szerokości strefy kryształów kolumnowych

Badania metalograficzne polegały głównie na ujawnieniu makrostruktury na przekroju poprzecznym wlewka w odległości 70 mm od jego podstawy (rys. 4.6b). Makrostrukturę na zgładach uzyskiwano poprzez trawienie odczynnikami odpowiednio: dla A199,99 i stopów AlCu:

50 g Cu, 400 ml HCl, 300 ml HNO₃, 300 ml H₂O,

dla Zn99,99:

4 ml H₂SO₄, 10 g kwasu chromowego, 100 ml H₂O.

Wytrawione zgłady metalograficzne skanowano i po obróbce obrazu mierzono szerokość strefy kryształów kolumnowych przy 5-krotnym powiększeniu obrazu w dwunastu miejscach, jak to pokazano na rys.4.3a. Przykładowe wyniki pomiarów dla próbek AlCu0,5 przedstawiono w tab. 4.2.

Kąt odchylenia φ kierunku wzrostu kryształów kolumnowych mierzono w sposób przedstawiony na rys.4.3b i obliczano wg zależności 4.7:

$$\cos \varphi = \frac{|AB|}{|AC|}$$

(4.7)

Kąt odchylenia φ kierunku wzrostu kryształów kolumnowych jest oznaką krzepnięcia odlewu przy wymuszonym przez pole magnetyczne wzdłuż frontu krystalizacji ruchu ciekłej fazy. Istnieje ścisła zależność pomiędzy stężeniem dodatku stopowego a odchyleniem kierunku wzrostu kryształów kolumnowych. Powyżej minimalnej wartości stężenia dodatku, odpowiednio intensywny, wymuszony przez pole magnetyczne ruch ciekłego metalu wywołuje zmianę kierunku wzrostu kryształów kolumnowych. Wyniki pierwszych badań nad tym zagadnieniem autor opublikował już w pracach [41, 89-92].



Rys. 4.3. Sposób pomiaru szerokości strefy kryształów kolumnowych / i kąta odchylenia φ kierunku wzrostu Fig. 4.3. Measurement of columnar crystal zone width / and deflection angle φ of growth direction

Tabela 4.2

Przykładowe wyniki pomiarów szerokości l strefy kryształów kolumnowych (makrostruktura odlewów na rys. 5.2.12)

L.p.	AW	A2	Al	A3	AW	A2	Al	A3
	[piksle]	[piksle]	[piksle]	[piksle]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]
1	250	144	137	131	21	12,096	11,508	11,004
2	225	152	141	132	18,9	12,768	11,844	11,088
3	224	130	136	116	18,82	10,92	11,424	9,744
4	250	140	135	121	21	11,76	11,34	10,164
5	136	132	143	127	11,42	11,088	12,012	10,668
6	221	147	142	123	18,564	12,348	11,928	10,332
7	223	131	133	135	18,732	11,004	11,172	11,34
8	214	143	144	124	17,976	12,012	12,096	10,416
9	221	137	125	129	18,564	11,508	10,5	10,836
10	219	159	137	113	18,396	13,356	11,508	9,492
11	226	157	124	134	18,984	13,188	10,416	11.256
12	219	139	152	108	18,396	11,676	12,768	9,072
	War	tość średr	nia <i>I</i> :		18,396	11,977	11,543	10,451

Całość wyników pomiarów szerokości strefy kryształów kolumnowych zamieszczono w tab. 5.2.3.

4.4. Pomiary rozkładu stężenia dodatków stopowych w stopach jednofazowych

Podstawowe badania rozkładu stężenia miedzi wykonano w odlewach o średnicy 45 mm z AlCu0,2. Uogólnienie wyników rozkładu na niskoskładnikowe stopy jednofazowe (rys. 5.2.23) dają wyniki pomiarów stężenia miedzi wzdłuż promienia wlewka ze stopów AlCu0,3 i AlCu0,5.

Badania prowadzono na próbkach pokazanych na rys. 4.4 szlifowanych na papierach ściernych i polerowanych. Pomiary wykonano na mikroanalizatorze rtg JCXA733 firmy Jeol ze spektrometrem energodyspersyjnym firmy Oxford Instrument przy rozogniskowanej wiązce o średnicy ok. 30 μm. Pomiarów dokonywano wzdłuż promienia wlewka w odstępach co 1 mm na długości 2 mm wzdłuż linii prostopadłej do promienia (rys. 4.4a). Taki sposób pomiaru zapewniał uzyskanie średniej wartości stężenia zmierzonego przez kilka ziaren (ok. 8 ziaren). Dla udowodnienia, że wyniki pomiarów stanowią średnie stężenie, przy danej odległości od powierzchni zewnętrznej odlewu, wykonano analizę wzdłuż linii prostej prostopadłej do promienia na długości 9 mm (rys. 4.4b). Porównanie wyników zawarto w tab. 4.3.



Rys. 4.4. Miejsce pomiaru stężenia dodatków stopowych Fig. 4.4. Place of alloy addition concentration measurement

Wyniki pomiarów są dowodem na to, że określone stężenie miedzi wzdłuż prostej przechodzącej przez punkty na osi x (rys. 4.4) można traktować jako wiarygodną wartość średnią dla danego miejsca na przekroju poprzecznym odlewu.

Tablica 4.3

Rozkład stężenia miedzi w próbkach z AlCu0,2 (próba A4Cubp – tab. 5.2.6) mierzony wzdłuż linii prostopadłej do promienia przechodzącej przez punkty x=5,1 i x=12,1 (tab. 5.2.6, rozdz. 5.2.3) jak na rys. 4.4.b

				Odl	egłość (od kraw	edzi pró	bki y [r	nm]			
x [mm]	Cu	0,4	1,4	2,4	3,4	4,4	5,4	6,4	7,4	8,4	9,4	
	["""] [%] Cu [%]								Cu śr.			
5.1	0.2	0,191	0,223	0,174	0,23	0,161	0,197	0,166	0,176	0,192	0,19	0,19
12.1	0.191	0.2	0,198	0,216	0,189	0,186	0,182	0,204	0,189	0,20,	86	0,196

Całość wyników badań przedstawiono w rozdziale 5.2.3.

4.5. Pomiary prędkości krystalizacji z wykorzystaniem wirującego pola magnetycznego do oznaczania położenia frontu krzepnięcia

Prędkość krystalizacji odlewu jest wielkością charakteryzującą kinetykę przyrostu warstwy zakrzepłej w odlewie. Spośród wielu metod pomiarowych możliwych do zastosowania w niniejszej pracy, użyto sposobu będącego opracowaniem autora [91], a wykorzystującego do zaznaczenia położenia frontu wirujące pole magnetyczne.

Pomiarów dokonywano w następujący sposób: ciekły metal wlewa się do formy umieszczonej wewnątrz induktora wytwarzającego wirujące pole magnetyczne. Od momentu przekroczenia przez ciekły metal poziomu x wnęki formy, na którym są umieszczone elektrody *I* i 2, mierzony jest czas krzepnięcia odlewu. Czas odmierza zegar elektroniczny, uruchamiany w chwili zwarcia elektrod przez ciekły metal wlany do formy (rys. 4.5). Włączenie pola magnetycznego np. po 5 s oznacza, że określona zostanie zaznaczona grubość warstwy zakrzepłej po 5 s. Włączenie działania WPM wywołuje ruch wirowy ciekłej fazy w odlewie i od tej chwili kryształy kolumnowe, tradycyjnie rosnące prostopadle do powierzchni formy, odchylają swój kierunek wzrostu przeciw kierunkowi strumienia cieczy. W odlewie powstają kryształy kolumnowe o odchylonym kierunku wzrostu, pokazane na rys. 4.5b. Pomiaru grubości warstwy zakrzepłej dokonuje się na wytrawionym makrozgładzie metalograficznym.

Pomiary grubości warstwy zakrzepłej dla odlewów krzepnących pod działaniem WPM wykonywano przy załączonym działaniu induktora, a wyłączenie jego działania np. po 15 s powoduje oznaczenie grubości warstwy krzepnącej przez 15 s (rys. 4.5c).

Wykonane pomiary służyły do weryfikacji wyników uzyskanych z symulacji procesu krzepnięcia odlewów próbnych.







Rys. 4.5. Schemat układu pomiarowego do oznaczania grubości warstwy zakrzepłej a): 1, 2 – elektrody, 3 – forma, Z – zegar, 4 – induktor wytwarzający wirujące pole magnetyczne, b) makrostruktura odlewu z oznaczoną warstwą zakrzepłą po 5 s i (c) po 15 s

Fig. 4.5. Measuring system scheme for solidified layer thickness measurement a): 1,2 - electrodes, 3 - mould, Z - clock, 4 - rotating magnetic field coil, b) casting macrostructure with a layer solidified after 5 s (c) and after 15 s

4.6. Rejestracja krzywych stygnięcia i symulacja procesu krzepnięcia odlewów próbnych

Jednym z głównych czynników wpływających na przemianę struktury kolumnowej w równoosiową jest szybkość oddawania ciepła przez odlew i związany z nią gradient temperatury w odlewie. Określenia zmian w warunkach oddawania ciepła dokonano przeprowadzając następujące badania:

- rejestrację krzywych stygnięcia i krystalizacji wybranych odlewów mającą na celu wyznaczenie czasu krzepnięcia odlewu próbnego oraz weryfikację wyników symulacji,

- symulację procesu krzepnięcia odlewów przy użyciu programu SIMTEC z uwzględnieniem wymuszonego ruchu ciekłego metalu w formie.

Założono, że wyniki tych badań potwierdzą znane w literaturze zmiany gradientów temperatury, a przed wszystkim będą dowodem na to, że przemiana struktury kolumnowej w równoosiową zachodzi przy minimalnej jego wartości, podobnie jak przy krzepnięciu odlewów bez wymuszonej konwekcji [16-19,25]. Pozwolą także na ujęcie warunku termicznego w modelu krzepnięcia odlewu przy wymuszonej przez WPM konwekcji.

Rejestrację krzywych stygnięcia i krystalizacji przeprowadzono przy użyciu aparatury CRISTALDIGRAPH PC dla odlewów krzepnących tradycyjnie i pod wpływem WPM. Rozmieszczenie termoelementów pomiarowych NiCr-Ni w kokili grafitowej pokazano na rys. 4.6. Stosowano nieosłonięte termopary płaszczowe o średnicy 0,5 mm. Na podstawie krzywych stygnięcia i krystalizacji (rys. 4.7b) wyznaczano temperaturę likwidus i końca krzepnięcia stopu oraz określono czas krzepnięcia odlewu (tab. 5.1.1).



- Rys. 4.6. Położenie termoelementów pomiarowych (1,6,11) w kokili rejestrujących krzywe stygnięcia (a) i miejsce pobierania próbek (b)
- Fig. 4.6. Position of measuring thermoelements 1,6,11) in a mould for registration of cooling curves (a) and sampling (b)

Kokilę zaopatrzoną w termopary umieszczano w induktorze (1) na stanowisku do odlewania w WPM pokazanym na rys. 4.1 i zalewano ciekłym metalem.

Typowe krzywe stygnięcia dla badanych odlewów przedstawiono na rys. 4.7 i 4.8.





Rys. 4.7. Reprezentatywne krzywe stygnięcia odlewu z AlCu0.2 krzepnącego bez oddziaływania WPM (a) oraz krzywe stygnięcia i krystalizacji w punkcie 1 (b): Tzal=1023 K

Fig. 4.7. Representative cooling curves for AlCu0.2 casting solidifying without rotating magnetic field influence (a), and cooling and crystallization curves in point 1 (b); Tzal=1023 K



- Rys. 4.8. Krzywe stygnięcia odlewu z AlCu0,2 krzepnącego przy oddziaływaniu WPM o indukcji B=0,035 T $(V_{cm}=1.15 \text{ m/s})$ i czasie oddziaływania t_{od}=20 s; Tzal=1023 K
- Fig. 4.8. Representative cooling curves for AlCu0.2 casting solidifying with rotating magnetic field influence. induction B=0.035 T (V_{cm}=1,15 m/s) and influence time t_{od}=20 s

Na podstawie krzywych stygnięcia i krystalizacji odczytano czasy krzepnięcia badanych wlewków (tab. 5.1.1) i obliczano różnice temperatury pomiędzy punktami pomiarowymi umieszczonymi w osi odlewu (pkt 1), w połowie promienia (pkt 6) i 1mm od powierzchni zewnętrznej (pkt 11). Wyniki pokazuje rys. 4.9 i 4.10.



Rys. 4.9. Różnice temperatury w odlewie z AlCu0,2 o średnicy 45 mm krzepnącym bez oddziaływania WPM; warunki jak na rys. 4.7; różnice pomiędzy punktami: 1-11 (linia czerwona), 1-6 (linia niebieska), 6-11 (linia czarna)

Fig. 4.9. Temperature differences in the casting solidifying without rotating magnetic field influence, the same conditions as in Fig.4.7; differences between the points: 1-11 (red line), 1-6 (blue line), 6-11 (black line)



- Rys. 4.10. Różnice temperatury w odlewie o średnicy 45 mm z AlCu0,2 krzepnącym z oddziaływaniem WPM o parametrach jak na rys. 4.8; różnice pomiędzy punktami: 1-11 (linia czerwona), 1-6 (linia niebieska), 6-11 (linia czarna)
- Fig. 4.10. Temperature differences in AlCu0,2 casting solidifying with rotating magnetic field influence. the same parameters as in Fig.4.8; differences between the points: 1-11 (red line), 1-6 (blue line), 6-11 (black line)

Symulacja procesu krzepnięcia odlewów próbnych w warunkach tradycyjnych i pod wpływem WPM miała na celu wyznaczenie gradientów temperatury i prędkości krzepnięcia oraz określenie zmian wywołanych działaniem pola magnetycznego, a przy tym pominięcie wielu kosztownych pomiarów rozkładu temperatury w odlewach rzeczywistych.

Badania symulacyjne przeprowadzono dla wlewków walcowych z AlCu0,2 o wymiarach ¢45x180 mm zmieniając temperaturę zalewania na dwóch poziomach (700 i 750°C), a prędkość ruchu ciekłego metalu w formie na trzech poziomach (0,55; 0,89 i 1,15 m/s). Czas oddziaływania pola wynosił każdorazowo 20s.

Znaczna część pierwszych prób symulacji przeprowadzono w celu ustalenia optymalnego kroku czasowego i siatki podziału odlewu oraz formy. W badaniach wykorzystano prace Z. Ignaszaka [93,94], B. Mochnackiego i J. Suchego [95]. Ostatecznie za optymalny* krok czasowy przyjęto 0,15 s i siatkę podziału jak na rys. 4.11.



Rys. 4.11. Siatka podziału odlewu i formy z zaznaczonymi węzłami Fig. 4.11. Grid of casting division with marked nodes

D

Symulację wykonano przy danych termofizycznych zamieszczonych w tab. 4.4.

Tabela 4.4

1 al al litteri y	rennonzyczne	odlewu i formy	/

Wielkości termofizyczne	AlCu0,2	Kokila grafitowa	Kokila stalowa
Współczynnik przewodzenia ciepła λ ₁ [W/(mK)]	95 [39]		
Współczynnik przewodzenia ciepła λ_s [W/(mK)]	210 [39]	96 [97]	25 [98]
Gęstość pl [kg/m ³]	2390 [39]		L
Gęstość ρ _s [kg/m ³]	2550 [39]	2200 [97]	7700 [98]
Ciepło krzenniecia I [I/ka]	390000		
orepro kizepinięcia E [5/kg]	[53]		
Ciepło właściwe c ₁ [J/(kgK)]	1290 [53]		
Ciepło właściwe c _s [J/(kgK)]	1090 [53]	1100 [97]	460 [98]
T ₁ [K]	931 [96]		
T _s [K]	928 [96]		
Współczynnik wymiany ciepła pomiędzy odlewem a formą α [W/(m ² K)] dla V _{cm} =0 m/s	1000 [99]		

Dalsza zmiana kroku czasowego i siatki nie wpływa na wynik symulacji.

W procesie symulacji oddziaływanie WPM uwzględniono poprzez uzależnienie współczynnika wymiany ciepła α pomiędzy odlewem a formą od maksymalnej prędkości obwodowej V_{cm} (rys. 4.12). Do wyznaczenia zależności $\alpha = f(V_{cm})$ wykorzystano prace [100-103]

$$\alpha = 0.046 * \frac{\lambda}{L} * \left(\frac{v_{\text{on}}}{a}\right)^{0.65}$$
(4.8)

gdzie:

λ - współczynnik przewodzenia ciepła metalu w stanie ciekłym,

lo - wymiar charakterystyczny odlewu,

a - współczynnik wyrównania temperatury,

Vcm - prędkość ciekłego metalu.



Rys. 4.12 Zależność współczynnika wymiany ciepła α od prędkości ciekłego metalu w formie V_{cm} obliczona wg zależności (4.8) przy: l_o=d=0.045 m;λ=95 W/mK, a=37*10⁻⁶ m²/s
 Fig. 4.12. Dependence of exchange heat coefficient α on liquid metal velocity V_{cm} in a mould calculated according to the dependence (4.8) at: l_o=d=0.045 m; λ=95 W/mK, a=37*10⁻⁶ m²/s

Wynikami symulacji były: pole temperatury w odlewie, na podstawie którego obliczano gradienty temperatury na froncie krystalizacji G_T (rys. 5.1.11 i 5.1.12), oraz różnice temperatury pomiędzy wybranymi węzłami siatki wlewka i formy (punkty 1, 6, 11 wzdłuż promienia wlewka na i 1,2 na przekroju ścianki formy rys. 4.6a i 4.11), a także obliczono prędkość krzepnięcia (rys. 5.1.13 i 5.1.14).

Gradienty temperatury na froncie krystalizacji obliczano wg wzoru

$$G_{T_{\tau}}(\mathbf{x}_{i}) = \frac{T(\mathbf{x}_{i-1}) - T_{\tau}(\mathbf{x}_{i})}{\mathbf{x}_{i} - \mathbf{x}_{i-1}}$$
(4.9)

gdzie:

T_s(x_i) - temperatura solidus w punkcie x_i,

 $T(x_{i-1})$ – temperatura ciekłego metalu przed frontem krystalizacji w punkcie x_{i-1} odległym około 2 mm,

xi – położenie frontu krystalizacji w odlewie w punkach od 1 do 11 jak na rys. 4.6.

Wyniki wykorzystano w rozważaniach nad znaczeniem zmienionych przez wirujące pole magnetyczne warunków termicznych przy przemianie struktury kolumnowej w równoosiową w następnych rozdziałach

5. WYNIKI BADAŃ WŁASNYCH I ICH ANALIZA

Krzepnięcie odlewu w formie związane jest ze zmiennością w czasie prawie wszystkich parametrów termofizycznych łączących się z tworzywem odlewu i formy. W czasie procesu krzepnięcia zmienia się także kształt odlewu w wyniku zjawisk skurczowych i oddziaływania odlewu na formę. Wszystkim tym procesom towarzyszą zmiany temperatury i czynników z nią związanych, takich jak: gradient temperatury, różnica temperatury na przekroju odlewu, strumień ciepła, predkość krzepniecia i innych.

Kompleksowa analiza procesu krzepnięcia i krystalizacji odlewu powinna obejmować wymienione w rozdziale 3 warunki: termiczny, stężeniowy i kinetyczny związany z wymuszonym ruchem ciekłej fazy. Proces krzepnięcia łączy w sobie współdziałanie tych trzech warunków, ale dla przejrzystości pracy w niniejszym rozdziale zostanie dokonana oddzielna analiza dwóch pierwszych warunków z uwzględnieniem wpływu trzeciego na każdy z nich.

5.1. Analiza warunków termicznych krzepnięcia odlewu w wirującym polu magnetycznym na podstawie wyników symulacji procesu krzepnięcia i krzywych stygnięcia

Zmiana w warunkach oddawania ciepła przez odlew jest jedną z podstawowych metod oddziaływania na strukturę odlewu. Zmiany te najczęściej wywoływane są przez materiał formy. W wielu przypadkach ze względów technologicznych takie zabiegi mają ograniczone zastosowanie.

Zwiększenie przewodności cieplnej formy może stać się przyczyną poprawy struktury odlewu. Jednakże należy pamiętać, że na te zmiany ma również wpływ tworzywo odlewu. Te dwie cechy procesu odlewania (metal i forma) łączone są w tzw. kryterium krzepnięcia warstwowego $\delta T >> \Delta T_{kr}$ lub objętościowego $\delta T << \Delta T_{kr}$, gdzie: δT – różnica temperatury na przekroju odlewu, ΔT_{kr} - zakres temperatur krzepnięcia. Te proste zależności wskazują, że ich spełnienie może pozwolić na uzyskanie szerokiej strefy kryształów kolumnowych ($\delta T >> \Delta T_{kr}$) lub tylko kryształów równoosiowych (δT<<ΔTkr). W przypadku braku możliwości zmiany składu chemicznego stopu pozostaje tylko oddziaływanie na warunki cieplne krzepnięcia odlewu, czyli ST. Zmiany te mogą być wynikiem stosowania różnych materiałów na formę lub zastosowania oddziaływania czynników fizycznych na krzepnący ciekły metał, np. drgań mechanicznych, pól magnetycznych [41,46,47,70].

Zmiany struktury odlewu związane są również z trwałością frontu krystalizacji. Stabilny front w przypadku krystalizacji kierunkowej (warstwowej) oznacza otrzymanie szerokiej strefy kryształów kolumnowych. Najprostszym kryterium, które może być przydatne w analizie tworzenia się strefy kryształów kolumnowych w odlewie, mimo wielu założeń upraszczających, jest przytoczone już w rozdz. 2, stężeniowe kryterium trwałości [37,38,39]:

$G_T/V \ge mC_o(1-k_o)/(Dk_o)$

gdzie: G_T – gradient temperatury na froncie krystalizacii,

V – prędkość krystalizacji,

m – nachylenie linii likwidus,

- C_o steżenie nominalne dodatku stopowego,
- k. równowagowy współczynnik rozdziału,

D – współczynnik dyfuzji.

Lewa strona powyższej zależności ujmuje, wynikające z warunków termicznych, tzw. parametry gradientowo-kinetyczne. Ich zmiana, wywoływana przez materiał formy, ale też przez wymuszoną konwekcję, wpływać będzie na strukturę odlewu.

Dotychczasowe ograniczenia w stosowaniu stężeniowego kryterium trwałości do analizy tworzenia się strefy kryształów kolumnowych w odlewach tradycyjnych wynikają głównie ze zmienności w czasie i miejscu zarówno gradientu temperatury, jak i związanej z nim bezpośrednio prędkość krystalizacji. Te zmiany, często kłopotliwe do określenia za pomocą rejestracji krzywych stygnięcia, możliwe są do wyznaczenia po pojawieniu się profesjonalnych programów symulacyjnych.

Przytoczone wyżej uwagi świadczą o tym, jak ważne są warunki termiczne krzepnięcia odlewu i równocześnie powinny uświadamiać, że nie tylko one decydują o jego strukturze. Bardzo istotna jest relacja między dwoma podstawowymi warunkami krzepnięcia odlewu termicznym i stężeniowym. Ważne jest też - co jest celem niniejszej pracy - jaki wpływ wywiera na relację pomiędzy tymi warunkami wymuszona konwekcja, czyli warunek kinetyczny dotyczący ruchu ciekłego metalu.

W literaturze znane są stwierdzenia, że wymuszona konwekcja powoduje wzrost trwałości frontu krystalizacji, co jest wykorzystywane w niektórych urządzenia do krystalizacji kierunkowej [51,52]. Tłumaczy się to zmniejszeniem grubości warstwy dyfuzyjnej i zmianą (zmniejszeniem) prawej strony stężeniowego kryterium trwałości przy nie zmienionej lewej stronie nierówności (5.1). W odlewie tradycyjnym ulega zmianie lewa strona, która oddziałuje również na parametr materiałowy. Oczywiste będzie stwierdzenie, że wymuszona przez WPM konwekcja wpływa na lewą i prawą stronę nierówności (4.1), co oznacza zmianę warunków trwałości frontu krystalizacji. Warunki termiczne reprezentowane głównie przez gradient temperatury uwzględniane są również w pozostałych kryteriach trwałości frontu, tj. w dynamicznym kryterium trwałości i kryterium stabilności marginalnej [7,38,39,79,115]. Stąd w pierwszej kolejności przeprowadzi się analizę warunków termicznych krzepnięcia odlewów próbnych.

Analizę oparto na wynikach rejestracji krzywych stygnięcia i krystalizacji oraz symulacji procesu krzepnięcia odlewu. Celem tej analizy było ustalenie różnic w oddawaniu ciepła przez odlew krzepnacy pod wpływem WPM i porównanie ich z warunkami krzepnięcia odlewu tradycyjnego. Ponadto określono zmiany w warunkach krzepnięcia odlewu przy różnej prędkości ruchu ciekłego metalu w formie.

Zróżnicowanie warunków cieplnych uzyskano poprzez temperaturę zalewania (700 i 750°C) i zmianę parametrów pola magnetycznego (indukcji B=0,015+0,035 T), czyli zmianę prędkości ciekłego metalu w formie. Badania przeprowadzono dla odlewów z AlCu0,2.

Przyjęto założenie, pomijając zmiany temperatury likwidus i solidus wynikające ze zmian stężenia miedzi w ciekłej fazie, że określone warunki oddawania ciepła w badanych odlewach

(5.1)

z AlCu0,2 są reprezentatywne dla pozostałej grupy odlewów ze stopów AlCu o zawartości miedzi od 0,1 do 0,5% i Al99,99.

Różnice w warunkach termicznych krzepnięcia przeanalizowano najpierw na podstawie krzywych stygnięcia i krystalizacji (rozdział 3). Jak już podkreślono, krzywe stygnięcia służyły głównie do weryfikacji wyników symulacji, ale też na ich podstawie wyznaczono czas krzepnięcia (tab. 5.1.1) i różnice temperatury na przekroju poprzecznym odlewu na wysokości jego centrum cieplnego, to jest około 70 mm od podstawy wlewka w punktach jak na rys. 4.6 (rys. 5.1.1 - 5.1.2).

Wartości czasów krzepnięcia (tab. 5.1.1) wskazują, że oddziaływanie WPM skraca czas procesu krystalizacji odlewów. Im większa jest prędkość ciekłego metalu w formie, tym różnice czasów są większe. Wzrost temperatury zalewania również te różnice powiększa.

Tabela 5.1.1

Zestawienie czasów krzepnięcia odlewów określonych na podstawie krzywych stygnięcia i wyników symulacji

	Tzal [K]		973	1023	
Indukcja pola		Pomiar	Symulacja	Pomiar	Symulacia
magnetycznego B [T]	Prędkość ciekłego metalu w formie V _{cm} Czas k [m/s]		Czas krzepnię	cia odlewu	, [s]
0	0	27,5	26,37	50,0	48.71
0,015	0,55	26,0	25,38	45.0	43.56
0,025	0,89	24,5	24,54	42.5	40.94
0,035	1,15	24,0	23,83	40,4	38.69



- Rys. 5.1.1. Różnice temperatury pomiędzy osią a powierzchnią zewnętrzną w odlewach wykonanych tradycyjnie (1) oraz pod wpływem WPM o indukcji B=0,035 T (2): Tzal=1023 K
- Fig. 5.1.1. Temperature differences between axis and outside surface in castings by traditional method (1) and under rotating magnetic field influence with induction B=0,035 T (2); Tzal=1023 K



Rys. 5.1.2. Różnice temperatury pomiędzy powierzchnią zewnętrzną a punktem pomiarowym umieszczonym w połowie długości promienia w odlewach wykonanych tradycyjnie (1) oraz pod wpływem WPM o indukcji B=0,035 T (2); Tzal=1023 K



Czas krzepnięcia odlewu świadczy o średniej prędkości oddawania ciepła z odlewu i też o średniej prędkości krzepnięcia i ma małe bezpośrednie powiązanie z szerokością strefy kryształów kolumnowych. Nie odzwierciedla dynamiki procesu krzepnięcia w poszczególnych miejscach odlewu. Lepszymi czynnikami, dającymi uproszczony pogląd na tworzącą się strukturę, jest różnica temperatury na przekroju odlewu δT lub gradient temperatury na froncie krystalizacji GT. Przy założeniu małej zmiany zakresu temperatur krzepnięcia ΔT_{kr} w badanych stopach, różnica temperatury na przekroju odlewu będzie świadczyć o potencjalnych możliwościach powstawania struktury kolumnowej lub równoosiowej. Jednak powiązanie obu wielkości z szerokością strefy kryształów kolumnowych wymaga uwzględnienia jeszcze innych wielkości, w tym głównie stężenia dodatku stopowego. Potoczne twierdzenie, że przy dużej różnicy temperatury na przekroju odlewu tworzy się szeroka strefa kryształów kolumnowych, jest prawdziwe tylko dla waskiego zakresu warunków termicznych i stężeniowych.

Badania wykazały, że w odlewach krzepnących w wirującym polu magnetycznym i bez jego wpływu największe różnice temperatury δT występują tuż po zalaniu formy i pod koniec procesu krzepnięcia (rys. 5.1.1 – 5.1.2). Ogólnie odlewy krzepnące przy wymuszonej konwekcji wykazują większe zróżnicowanie temperatury. Charakter tych zmian jest jednak podobny do zmian w odlewach tradycyjnych, tylko ich wartości są większe (rys. 5.1.3-5.1.4).

Większe różnice temperatury w odlewach wykonywanych w WPM są wynikiem wpływu wymuszonej konwekcji na warunki oddawania ciepła z ciekłego metalu do formy – większy współczynnik oddawania ciepła α (rys. 4.12). W wyniku lepszego przepływu ciepła w czasie działania wymuszonego ruchu ciekłej fazy w odlewach krzepnących pod wpływem WPM, bardziej różnicuje się pole temperatury. Większe różnice temperatury na przekroju odlewów wykonywanych w WPM wynikają przede wszystkim z szybszego obniżania się temperatury w zewnętrznej jego części niż w tym samym miejscu w odlewach tradycyjnych. Stąd występują większe różnice na przekroju poprzecznym odlewu (rys. 5.1.3 i 5.1.4). Należy jednak podkreślić, że w pierwszych 5-10 s krzepnięcia wpływ WPM na różnice temperatury w odlewach jest niewielki. Większe różnice temperatury pomiędzy wlewkami odlewanymi

(5.2)

tradycyjnie i pod wpływem WPM rejestruje się dopiero pod koniec czasu działania pola magnetycznego, czyli w 20 s.



- Rys. 5.1.3. Różnice temperatury pomiędzy osią a powierzchnią zewnętrzną w odlewach wykonanych tradycyjnie (p0) oraz pod wpływem WPM o indukcji: B=0.035 T (p3); B=0,025 T (p2); B=0,015 T (p1): Tzal=973 K (wyniki symulacji)
- Fig. 5.1.3. Temperature differences between axis and outside surface in castings by traditional method (p0) and under rotating magnetic field influence with induction: B=0,035 T (p3); B=0,025 T (p2); B=0,015 T (p1); pouring temperature Tzal=973 K (simulation results)



- Rys. 5.1.4. Różnice temperatury pomiędzy osią a powierzchnią zewnętrzną w odlewach wykonanych tradycyjnie (p0) oraz pod wpływem WPM o indukcji: B=0,035 T (p3); B=0,025 T (p2); B=0,015 T (p1); Tzal=1023 K: (wyniki symulacji)
- Fig. 5.1.4. Temperature differences between axis and outside surface in castings by traditional method (p0) and under rotating magnetic field influence with induction: B=0.035 T (p3); B=0.025 T (p2); B=0.015 T (p1): pouring temperature Tzal=1023 K (simulation results)

Dynamikę zmian temperatury pokazują rysunki 5.1.5-5.1.6, będące wynikiem symulacji. Największe różnice w odniesieniu do odlewu tradycyjnego w rozkładzie temperatury rejestruje się we wlewkach wykonanych z temperatury zalewania 923 K i prędkości ciekłego metalu w formie V_{cm}=1,15 m/s (B=0,035 T) (rys. 5.1.3). Ilościowe zależności pomiędzy tymi wielkościami dla wszystkich odlewów przedstawia równanie (5.2), z którego wynika, że działanie wymuszonej konwekcji różnicuje pole temperatury w odlewie, ale to zróżnicowanie jest tym mniejsze, im wyższa jest temperatura ciekłej fazy

 $\delta T_{20} = 99,09 - 0,124 \cdot Tzal + 2,74 \cdot V_{cm}$

gdzie: δT_{20} - różnica temperatury w odlewie w chwili zakończenia działania WPM



- Rys. 5.1.5. Stosunek różnicy temperatury w odlewie tradycyjnym (p0) do różnicy temperatury w odlewie krzepnącym pod wpływem WPM o indukcji: B=0,015 T (p1), B=0,025 T (p2), B=0,035 T (p3); Tzal=923 K (wyniki symulacji)
- Fig. 5.1.5. Temperature difference ratio in traditional castings (p0) and solidifying under rotating magnetic field influence with induction: B=0,015 T (p1), B=0,025 T (p2), B=0,035 T (p3); Tzal=973 K: (simulation results)



- Rys. 5.1.6. Stosunek różnicy temperatury w odlewie tradycyjnym (p0) do różnicy temperatury w odlewach krzepnących pod wpływem WPM o indukcji: B=0,015 T (p1), B=0,025 T (p2), B=0,035 T (p3); Tzal=1023 K
- Fig. 5.1.6. Temperature difference ratio in traditional castings (p0) and solidifying under rotating magnetic field influence with induction: B=0,015 T (p1), B=0,025 T (p2), B=0,035 T (p3); Tzal=1023 K. (simulation results)

Skutki działania wymuszonej konwekcji dobrze widać w wyrównywaniu się temperatury na przekroju ścianki formy (rys. 5.1.7). Szybsze odprowadzanie ciepła z odlewu i w związku z tym szybkie nagrzewanie się formy powoduje najmniejsze różnice temperatury w ściance formy na końcu czasu działania pola.

W analizie procesu krzepnięcia odlewów próbnych bardzo ważne jest ustalenie warunków termicznych w momencie zakończenia działania pola magnetycznego Na podstawie tego stanu można będzie określić zmiany wynikające z działania wymuszonej konwekcji i prognozować skutki tych zmian na końcową szerokość strefy kryształów kolumnowych.

Na podstawie krzywych stygnięcia i wyników symulacji obliczono różnice temperatury na powierzchni formy, na granicy odlew - forma i pomiędzy powierzchnią zewnętrzną a osią odlewu (rys. 5.1.8, 5.1.9) oraz podano wartości gradientów GT20 (tab 5.1.2).



- Rys. 5.1.7. Stosunek różnicy temperatury na przekroju ścianki kokili grafitowej (STbp/STwp) przy odlewaniu tradycyjnym (δTbp) i przy udziale w WPM (δTwp) o indukcji B=0,035 T. Tzal=1023 K - linia ciągła, Tzal=923 K - linia przerywana
- Fig. 5.1.7. Temperature difference ratio on graphite mould wall section (&Tbp/&Twp) by traditional method (\deltaTbp) and rotating magnetic field participation (\deltaTwp) with induction B=0,035 T; pouring temp Tzal=1023 K - solid line, Tzal=973 K - broken line



- Rys. 5.1.8. Różnice temperatury w układzie odlew-forma w chwili wyłączenia działania WPM, tj. po 20 s; Tzal=923 K
- Fig. 5.1.8. Temperature difference in casting-mould system at the moment of rotating magnetic field influence end, i.e. after 20 s; Tzal=973 K

$$\delta T_{20} = 99,09 - 0,124 \cdot Tzal + 2,74 \cdot V_{cm}$$

gdzie:





- Rys. 5.1.5. Stosunek różnicy temperatury w odlewie tradycyjnym (p0) do różnicy temperatury w odlewie krzepnącym pod wpływem WPM o indukcji: B=0,015 T (p1), B=0,025 T (p2), B=0,035 T (p3): Tzal=923 K (wyniki symulacji)
- Temperature difference ratio in traditional castings (p0) and solidifying under rotating magnetic field Fig. 5.1.5. influence with induction: B=0,015 T (p1), B=0,025 T (p2), B=0,035 T (p3); Tzal=973 K: (simulation results)



- Rys. 5.1.6. Stosunek różnicy temperatury w odlewie tradycyjnym (p0) do różnicy temperatury w odlewach krzepnących pod wpływem WPM o indukcji: B=0,015 T (p1), B=0,025 T (p2), B=0,035 T (p3): Tzal=1023 K
- Fig. 5.1.6. Temperature difference ratio in traditional castings (p0) and solidifying under rotating magnetic field influence with induction: B=0,015 T (p1), B=0,025 T (p2), B=0,035 T (p3); Tzal=1023 K; (simulation results)

Skutki działania wymuszonej konwekcji dobrze widać w wyrównywaniu się temperatury na przekroju ścianki formy (rys. 5.1.7). Szybsze odprowadzanie ciepła z odlewu i w związku z tym szybkie nagrzewanie się formy powoduje najmniejsze różnice temperatury w ściance formy na końcu czasu działania pola.

W analizie procesu krzepnięcia odlewów próbnych bardzo ważne jest ustalenie warunków termicznych w momencie zakończenia działania pola magnetycznego. Na podstawie tego stanu można będzie określić zmiany wynikające z działania wymuszonej

(5.2)

konwekcji i prognozować skutki tych zmian na końcową szerokość strefy kryształów kolumnowych.

Na podstawie krzywych stygnięcia i wyników symulacji obliczono różnice temperatury na powierzchni formy, na granicy odlew – forma i pomiędzy powierzchnią zewnętrzną a osią odlewu (rys. 5.1.8, 5.1.9) oraz podano wartości gradientów G_{T20} (tab 5.1.2).



- Rys. 5.1.7. Stosunek różnicy temperatury na przekroju ścianki kokili grafitowej (δTbp/δTwp) przy odlewaniu tradycyjnym (δTbp) i przy udziale w WPM (δTwp) o indukcji B=0.035 T; Tzal.=1023 K – linia ciągła, Tzal=923 K – linia przerywana
- Fig. 5.1.7. Temperature difference ratio on graphite mould wall section (δTbp/δTwp) by traditional method (δTbp) and rotating magnetic field participation (δTwp) with induction B=0.035 T; pouring temp.Tzal=1023 K - solid line, Tzal=973 K - broken line



- Rys. 5.1.8. Różnice temperatury w układzie odlew-forma w chwili wyłączenia działania WPM, tj. po 20 s. Tzal=923 K
- Fig. 5.1.8. Temperature difference in casting-mould system at the moment of rotating magnetic field influence end, i.e. after 20 s; Tzal=973 K



- Rys. 5.1.9. Różnice temperatury w układzie odlew-forma w chwili wyłączenia działania WPM, tj. po 20 s. Tzal=1023 K
- Fig. 5.1.9. Temperature difference in casting-mould system at the moment of rotating magnetic field influence end, i.e. after 20 s; Tzal=1023 K

Z rys. 5.1.8 i 5.1.9 wynika, że w czasie 20 s wymuszony ruch ciekłego metalu w odlewach krzepnących z temperatury 1023 K spowodował mniejsze różnice na przekroju odlewu niż w odlewach wykonanych z temperatury 973 K. Najmniejsze różnice temperatury ze wszystkich prób zarejestrowano w odlewach krzepnących pod wpływem WPM o indukcji $B=0,015 \text{ T} (V_{cm}=0,055 \text{ m/s})$ i Tzal=1023 K.

Na rys. 5.1.11 i 5.1.12 przedstawiono zmianę gradientu temperatury G_T na froncie krystalizacji w badanych odlewach w czasie całego procesu krzepnięcia, a w tab. 5.1.2 wartości gradientu G_{T20} w chwili zakończenia działania pola magnetycznego.

W literaturze przedmiotu gradient temperatury nie jest bezpośrednio uwzględniany w zależnościach na szerokość strefy kryształów kolumnowych. Natomiast występuje z innymi czynnikami w prawach wzrostu dendrytów i komórek [38] oraz kryteriach trwałości frontu krystalizacji. W większości analizowanych przypadków jego wpływ na wzrost kryształów kolumnowych jest zauważalny tylko przy małych prędkościach, wzrost rzędu 10⁻⁵ m/s [38,79-82].

Wartości gradientu G_T obliczono na podstawie wyników symulacji krzepnięcia (rozdz. 4.2.6). Pokazują one, że odlewy wykonywane w WPM dla temperatury zalewania 973 K krzepną przy większym gradiencie temperatury na froncie. Gradient jest tym mniejszy, im większa jest prędkość wymuszonego ruchu ciekłego metalu w formie V_{cm} oraz większa temperatura metalu wlewanego do formy Tzal Ilościowe zależności w chwili zakończenia działania pola pomiędzy tymi wielkościami ujmuje równanie

$$G_T|_{10} = 34,805 - 3,13 \cdot V_{cm} - 0,0372 \cdot Tzal$$
 (5.3)

Dla analizy warunków krzepnięcia ważne jest określenie szerokości strefy kryształów kolumnowych w momencie ustania wymuszonej konwekcji i znajomość wartości gradientu G_{T20}. Położenie frontu krystalizacji obliczone wg metody opisanej w rozdz. 4.2.5 przy skrajnie różnych parametrach odlewania i z wyników symulacji dla wszystkich pozostałych odlewów przedstawiono w tab. 5.1.2.

Tabela 5 1 2

Tzal [K]		973		1023		
	Nr próby	l_{20}/l_{C}	G _{T20} [K/mm]	Nr próby	l20/lc	G _{T20} [K/mm]
Odlewy tradycyjne	A17	14,6/18,8	8,8	A4	13,7/20,3	6,3
Odlewy wykonywane pod wpływem WPM przy V _{cm} [m/s]:						
0,55	A18	13,8/13,8	7,0	A6	9,8/17,8	5,5
0,89	A19	12,6/12,6	5,6	A5	11,2/12	4,0
1,15	A20	10,9/10,9	5,1	A7	11,6/11,6	3,4

Stosunek szerokości strefy kryształów kolumnowych w momencie wyłaczenia działania WPM /20 do szerokości całkowitej /2 tej strefy i wartości gradientu Gr

Z przeprowadzonych badań wynika, że strefa kryształów kolumnowych tworzy sie w czasie krótszym od czasu działania wirującego pola magnetycznego (rys. 5.1.10), poza odlewami z próby A6 wykonanymi z metalu o Tzal=1023 K i maksymalnej predkości ciekłej fazy $V_{cm}=0,55$ m/s, w których $l_{20}=9,8$ mm i znacząco różni się od końcowej szerokości strefy $l_{\rm C}$. Wlewki przy tych warunkach odlewania charakteryzują się najmniejszym zróżnicowaniem temperatury na przekroju poprzecznym i największym spadkiem temperatury pomiędzy odlewem i forma (rys. 5.1.9). Taki układ warunków termicznych wymusza dalszy odpływ ciepła z odlewu, przy najwiekszym w tej grupie odlewów, gradiencie temperatury $G_{\rm T}$ (rys. 5.1.12 i tab. 5.1.2).



Rys. 5.1.10. Makrostruktura warstwy zakrzepłej po 20 s w odlewie z AlCu0.5 wykonanym pod wpływem WPM o indukcji B=0.035 T (V_{cm}=1,15 m/s) Fig. 5.1.10. Solidified layer macrostructure after 20 s in

AlCu0.5 casting made under rotating magnetic field influence with induction B=0,035 T (V_{cm}=1,15 m/s)



Rys. 5.1.11. Gradient temperatury na froncie krystalizacji w odlewach krzepnących tradycyjnie (G₁bp) i pod wpływem WPM przy $V_{cm}=0.55$ m/s (G_Tp1), $V_{cm}=0.89$ m/s (G_Tp2) oraz $V_{cm}=1.15$ m/s (G_Tp3); Tzal=973 K

Fig. 5.1.11. Temperature gradient on crystallisation front in traditionally solidifying castings (G_Tbp) and under rotating magnetic field influence at V_{cm} =0,55 m/s (G_Tp1), V_{cm} =0,89 m/s (G_Tp2) and V_{cm} =1,15 m/s (G_Tp3); Tzal=973 K



Rys. 5.1.12. Gradient temperatury na froncie krystalizacji w odlewach krzepnących tradycyjnie (G_Tbp) i pod wpływem WPM przy V_{cm} =0,55 m/s (G_Tp1), V_{cm} =0,89 m/s (G_Tp2) oraz V_{cm} =1,15 m/s (G_Tp3); Tzal=1023 K

Fig. 5.1.12. Temperature gradient on crystallisation front in traditionally solidifying castings (G₇bp) and under rotating magnetic field influence at V_{cm}=0,55 m/s (G_Tp1), V_{cm}=0,89 m/s (G_Tp2) and V_{cm}=1,15 m/s (G_Tp3); Tzal=1023 K



- Rys. 5.1.13. Prędkość krystalizacji odlewów wykonanych z Tzal=973 K: tradycyjnie (linia przerywana) oraz przy wymuszonym ruchu ciekłego metalu o V_{cm}=0,55 m/s (linia Vp1), przy V_{cm}=0,89 m/s (linia Vp2) i V_{cm}=1,15 m/s (linia Vp3); punkty (•, ▲) pokazują prędkość obliczoną na podstawie pomiarów położenia frontu krystalizacji (rozdz. 4.2.5)
 Fig. 5.1.13. Crystallisation rate of castings made at pouring temp.Tzal=973 K: traditionally (broken line) and at
 - liquid metal forced movement at $V_{cm}=0.55$ m/s (Vp1 line), at $V_{cm}=0.89$ m/s (Vp2 line) and at $V_{cm}=1.15$ m/s (Vp3 line): points ((\bullet, \blacktriangle) indicate velocity calculated on the basis of crystallisation front position measurements (par.4.2.5)



- Rys. 5.1.14. Prędkość krystalizacji odlewów wykonanych z Tzal=1023 K: tradycyjnie (linia przerywana) oraz przy wymuszonym ruchu ciekłego metalu o V_{cm}=0,55 m/s (linia Vp1), przy V_{cm}=0,89 m/s (linia Vp2) i V_{cm}=1,15 m/s (linia Vp3); punkty (•, ▲) pokazują prędkość obliczoną na podstawie pomiarów położenia frontu krystalizacji (rozdz. 4.2.5)
- Fig. 5.1.14. Crystallisation rate of castings made at pouring temp. Tzal=1023 K: traditionally (broken line) and at liquid metal forced movement at V_{cm}=0,55 m/s (Vp1 line), at V_{cm}=0,89 m/s (Vp2 line) and V_{cm}=1,15 m/s (Vp3 line): points ((•, ▲) indicate velocity calculated on the basis of crystallisation front position measurements (par.4.2.5)

Tworzy to, wspólnie z małą prędkością krystalizacji (rys. 5.1.14), warunki do stabilnego wzrostu kryształów kolumnowych po stronie gradientowo-kinetycznej kryterium stabilności frontu (5.1). Nie jest to jednak warunek wystarczający do tworzenia się szerokiej strefy kryształów kolumnowych, bowiem o stabilności frontu krystalizacji decydują jeszcze warunki stężeniowe na powierzchni rozdziału faz, co będzie rozważane w następnych rozdziałach.

5.2. Analiza warunków stężeniowych w odlewach krzepnących przy wymuszonej konwekcji przez wirujące pole magnetyczne

Rozważając warunki stężeniowe w odlewach krzepnących przy wymuszonej przez WPM konwekcji należy mieć na uwadze dwa aspekty tego zagadnienia:

- określenie minimalnego poziomu stężenia dodatku stopowego lub zanieczyszczeń,
- określenie zmian w rozkładzie stężenia dodatku stopowego wzdłuż promienia wlewka.

Spełnienie warunku pierwszego jest konieczne dla efektywnego stosowania pola magnetycznego mającego na celu zmniejszenie strefy kryształów kolumnowych. Spełnienie warunku drugiego związane jest nierozłącznie z warunkiem kinetycznym dotyczącym ruchu ciekłego metalu. Określone zmiany w rozkładzie miedzi można wywołać tylko wymuszając odpowiednią, większą od pewnej minimalnej wartości, prędkość ciekłego metalu.

5.2.1. Wpływ nominalnego stężenia dodatku stopowego na efektywność oddziaływania wirującego pola magnetycznego

W odlewach krzepnących w tradycyjnych warunkach wzrost stężenia dodatków stopowych powoduje zmniejszenie szerokości strefy kryształów kolumnowych. Oznacza to, że wzrastające stężenie dodatku stopowego tworzy warunki do szybszego wystąpienia transformacji struktury kolumnowej w równoosiową. Tłumaczy się to najczęściej tym, że wzrost stężenia powoduje zmianę morfologii frontu krystalizacji przy danych warunkach krzepnięcia odlewu (rys. 5.2.1), a ta zmiana łączy się z trwałością frontu krystalizacji. Przy większym stężeniu składników stopowych szybciej występuje transformacja struktury odlewu.



Rys. 5.2.1. Schemat zależności pomiędzy warunkami termicznymi i stężeniowymi a rodzajem krystalizacji [105] Fig. 5.2.1. Dependence between thermal/concentration conditions and kind of crystallisation [105]

Wzrost stężenia składnika stopowego C_o obniża trwałość frontu krystalizacji, co wynika ze wszystkich podanych w literaturze kryteriów trwałości frontu. Podobne skutki powoduje dodanie drugiego składnika stopowego [52,96,104,105], który często, w teoretycznych rozważaniach nad jego wpływem na strukturę odlewu, sumowany jest z pierwszym (np. w pracy [96] w stopie AlSi0,34Mg0,14 przyjęto C_o = 0,48). Wynika to: po pierwsze, z trudności w ocenie wpływu poszczególnych składników w stopie nominalnie trójskładnikowym [52], a po drugie, takiej uproszczonej analizy dokonuje się w odlewach o małym stężeniu dodatków stopowych. Jednakże, jak udowodniono w pracy [78] na przykładzie stopu ZnAl, niewielki dodatek trzeciego składnika (miedzi) znacznie zmienia proces segregacji, a decydującą rolę w tym zjawisku odgrywa współczynnik rozdziału. W pracy Todda i Jonesa [104] podano, że dodatek trzeciego pierwiastka (krzemu) do Al-Fe powoduje spadek energii aktywacji ze 160 kJ/mol do 130 kJ/mol, rozważanej przy przejściu atomów z cieczy do ciała stałego i ułatwia zarodkowanie przed frontem krystalizacji, czyli potwierdza to przytoczone wyżej stwierdzenia.

Z analizy danych literaturowych wynika, że wzrost stężenia wpływa z jednej strony na trwałość frontu krystalizacji, a z drugiej objawia się głównie w kreowaniu warunków do tworzenia mechanizmów intensywnej krystalizacji strefy kryształów równoosiowych. Mechanizmy te wymieniono w rozdziale 2, a opisano szczegółowo w pracach [7,37-39].

W stopach o współczynniku rozdziału k $_{o}$
1, wzrost C $_{o}$ wpływa na obniżenie temperatury równowagowej T_E powodując zmniejszenie wymiarów zarodka krytycznego.

r = 2 σ T_E/L/ΔT (σ - napięcie powierzchniowe, L – ciepło krystalizacji, ΔT – przechłodzenie) i obniża pracę zarodkowania ΔG = 3 π a σ² T_E/L/ΔT (a – wielkość przeskoku atomu), co tworzy warunki do zarodkowania przed frontem, tym szybciej, im większe jest stężenie C_o [37-39]. Ponadto wzrost stężenia dodatku stopowego ma bezpośredni wpływ na kształt kryształów powstających przy wymuszonym wzroście, a przede wszystkim tworzących strefę kryształów kolumnowych. Powoduje zmniejszenie tzw. odległości międzykomórkowej lub międzyfazowej, a także promienia czoła komórki lub dendrytu [20,48,96,106].

Wiele tych spostrzeżeń potwierdzono doświadczalnie w pracach [17-27,33] dowodząc, że przy stałych warunkach cieplnych procesu krzepnięcia odlewu i bez wymuszonej konwekcji, wzrost stężenia powoduje zmniejszenie strefy kryształów kolumnowych

Dalej jednak pozostaje pytanie – jaka jest rola stężenia nominalnego C_o w tych mechanizmach, a w szczególności przy krzepnięciu odlewów z wymuszoną konwekcją fazy ciekłej. Tym bardziej jest to ważne, że można znaleźć w literaturze stwierdzenia przeciwne [25] do przytoczonych wyżej, tzn., że ze wzrostem stężenia dodatku stopowego w stopach jednofazowych zwiększa się również szerokość strefy kryształów kolumnowych (rys. 5.2.2).

Zatem przyjmując, że literatura nie określa jednoznacznie wpływu stężenia na szerokość strefy kryształów kolumnowych (na transformację struktury) w odlewach wykonywanych bez wpływu wymuszonej konwekcji, to tym bardziej, z braku danych literaturowych, w odlewach wykonywanych np. pod działaniem pola magnetycznego jego wpływ jest nieznany.



Rys. 5.2.2. Szerokość strefy kryształów kolumnowych w odlewach ze stopów Pb-Sn w zależności od stężenia Sn i szybkości stygnięcia [25]

Fig. 5.2.2. Columnar crystal zone width in castings made of Pb-Sn alloys according to Sn concentration and cooling rate [25]

W związku z tym udowodnienie części tezy, że: stężenie początkowe składnika stopowego lub zanieczyszczeń w czystym metalu ma podstawowe znaczenie dla skutecznego oddziaływania pola magnetycznego na zmianę struktury kolumnowej w równoosiową, a jego wartość powinna przekraczać pewien poziom minimalny $\{C_o>(C_o)\)$ mod, wymagało przeprowadzenia badań przy szerokim zakresie zmian ilości dodatku stopowego, a przede wszystkim określenia minimalnej jego wartości.

W literaturze można znaleźć stwierdzenia, że w tradycyjnych warunkach krzepnięcia odlewu transformacja struktury kolumnowej w równoosiową zachodzi tylko w stopach metali [4,107]. Prawdą jest jednak też to, że zmieniając radykalnie warunki cieplne krzepnięcia odlewów z technicznie czystych metali, np. poprzez zmianę materiału formy, można zmienić strukturę odlewu (rys. 5.2.3). Z literatury przedmiotu i dotychczasowych badań własnych nie wynika, czy sama zmiana warunków oddawania ciepła przez odlew wywołana przez WPM spowoduje transformację struktury kolumnowej w równoosiową, tj. czy ją przyśpieszy i tym samym spowoduje zmniejszenie strefy kolumnowej.



Rys.5.2.3. Makrostruktura odlewów z Al99.7 wykonanych w kokili grafitowej (a) i w formie skorupowej (b) Fig. 5.2.3. Macrostructure of Al99.7 castings made in a graphite mould (a) and a shell mould (b)

Technicznie czyste metale to też stopy jednofazowe, zatem należało rozpocząć badania na metalach o czystości 99,99%.

Pierwszą część badań przeprowadzono dla odlewów walcowych o średnicy 45 mm z Al99,99 i Zn99,99 wg sposobu przedstawionego w rozdziale 4.2.1 Badania prowadzono przy szerokich przedziałach zmienności czynników procesu odlewania w wirującym polu magnetycznym. Tymi czynnikami były:

- indukcja pola magnetycznego B mierzona na ściance formy i obliczona maksymalna prędkość obwodowa ciekłego metalu w formie V_{cm} ,
- czas oddziaływania pola t_{od}, tj. czas trwania wymuszonego wirowego ruchu ciekłego metalu w formie.
- temperatura zalewania Tzal.

W czasie krzepnięcia odlewów próbnych rejestrowano krzywe stygnięcia przy użyciu aparatury CRISTALDIGRAPH PC. Typowe krzywe przy największych zmianach warunków oddawania ciepła przedstawiono na rys. 5.2.5. Przeprowadzono również pomiary przyrostu warstwy zakrzepłej, których wyniki przedstawia rys. 5.2.6.

W wykonanych wlewkach po ujawnieniu makrostruktury mierzono szerokość strefy kryształów kolumnowych l i kąty odchylenia kierunku wzrostu tych kryształów φ . Plan badań i wyniki przedstawiono w tab. 5.2.1.

Podobne badania, chociaż w ograniczonym zakresie, przeprowadzono dla cynku Zn99,99 (tab. 5.2.2).

Tabela 5.2.1

Metal	T _{zal} [K]	B [mT]	V _{cm} [m/s]	t _{od} [s]	L [mm]	φ [deg]
1	2	3	4	5	6	7
A199,99	1073 1023	0	0	0	21,8 21,2	0
	973				20,8	
		15	0,55	20 Do końca krzepnięcia	si strefy osunku	0=Φ .I
A199,99		25	0,89	20 Do końca krzepnięcia	zerokośc h L w sto im	cierunku nnowych
	800	35	1,15	20 Do końca krzepnięcia	mnowyc L=21 8n	zmiany l ów kolun
		45	1,36	20 Do końca krzepnięcia	ierázono łów kolu do	lerdzono kryształo
		55	1,52	20 Do końca krzepniecia	Nie stw kryszta	Nie stwi wzrostu
	750	35	1,15	20 Do końca krzepniecia	sunku m	
A199,9		45	1,36	20 Do końca krzepnięcia	lian w sto L=21 2m	wzrosłu
		55	1,52	20 Do końca krzepnięcia	Bez zm do	kierunku 1, φ=0
		35	1,15	20 Do końca krzepnięcia	osunku	zmiany
A199,99	700	45	1,36	20 Do końca krzepnięcia	tian w sto L=20,8n	ierdzono ów kolui
		55	1,52	20 Do końca	Bez zn do	Nie stw kryształ

* W kolumnach 6 i 7 przedstawiono wyniki

Przykładowe makrostruktury wlewków przestawiono na rys. 5.2.4.

Uzyskane wyniki dowodzą, że mimo wymuszania intensywnego ruchu ciekłego metalu w formie w czasie krzepnięcia odlewów z bardzo czystych metali nie uzyskuje się zmian w makrostrukturze tych odlewów. Nie stwierdzono zmniejszenia strefy kryształów kolumnowych *l* oraz zmiany kierunku wzrostu kryształów φ w tej strefie (tab. 5.2.1 i 5.2.2, rys. 5.2.4). Stwierdzono natomiast zmiany w kształcie krzywych stygnięcia (rys. 5.2.5), co dowodzi, że wymuszony przez WPM ruch ciekłego metalu w formie zmienia warunki oddawania ciepła.

Parametry odlewania wlewków z Zn99,99

Tabela 5.2.2

$\begin{tabular}{ c c c c c c c c c c c } \hline [K] & [mT] & [m/s] & [mm] \\ \hline 1 & 2 & 3 & 4 & 5 & 6 \\ \hline 1 & 2 & 3 & 4 & 5 & 6 \\ \hline 703 & 0 & 0 & 0 & 21,1 \\ \hline 723 & 0 & 0 & 0 & 22,0 \\ \hline 703 & 25 & 0,66 & \hline 1 & 20 & Brak \\ \hline 20 & Brak & 20 & Brak \\ \hline 90 & L & 0 & 0 \\ \hline 0 & 0 & 0 & 0 \\ \hline 1 & 0 & 0 & 0 \\ \hline $	[deg] 7 0 0
$ \begin{array}{c ccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	7 0 0
$ \begin{array}{c ccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	0 0
723 0 0 0 22,0 703 25 0,66 45 2mian 90 L Do Do L	0
20 Brak 703 25 0,66 45 zmian 90 L Do Do L	×
703 25 0,66 45 zmian 90 L Do Do L	x
90 L Do	3
Do	
	ιłó
zakrzepnięcia	szta
703 35 0,85 45 21,2	ry's
703 45 1,01 120 21,0	u k
45 Brak	ost = (
703 55 1,14 <u>90</u> zmian	φ
Zn99,99 Do L	ch 'ch
zakrzepnięcia	fun M
20 Brak	ier
45 zmian	a k lun
723 25 0,66 <u>90</u> L	eni kol
Do	hyl
zakrzepnięcia	dcl
20 Brak	ko
45 zmian	Bra
723 55 1,14 <u>90</u> L	_
Do	
zakrzepnięcia	

W kolumnach 6 i 7 przedstawiono wyniki

Odlewy wykonywane pod wpływem WPM krzepną krócej o około 10 - 15% w zależności od temperatury zalewania i parametrów pola magnetycznego – por. rozdz. 5.1.1. Przyrost warstwy zakrzepłej na początku procesu jest niewiele wolniejszy w odlewach wykonywanych pod wpływem pola magnetycznego (rys. 5.2.6), większe różnice występują prawdopodobnie (nie udało się tego potwierdzić pomiarami) pod koniec procesu krzepnięcia. Wynika to z różnic w długości czasów krzepnięcia i podobieństwa do procesu krzepnięcia odlewów z AlCu0,2. Prędkość krzepnięcia zmienia się jak na rys. 5.2.7. Gradienty temperatury w odlewach krzepnących w WPM są również mniejsze, szczególnie pod koniec działania pola (rys. 5.1.11 i 5.1.12), a różnice temperatury pomiędzy powierzchnią zewnętrzną odlewu a osią kształtują się jak na rys. 5.1.1.

Zatem o skutkach działania pola magnetycznego, czyli o wpływie wymuszonej konwekcji na zmianę struktury kolumnowej w równoosiową, nie decydują tylko same różnice w oddawaniu ciepła wywołane wymuszonym ruchem ciekłej fazy. Zwiększanie prędkości

43

ciekłej fazy V_{cm} przed frontem krzepnięcia nie przyniosło dalszego zmniejszenia szerokości strefy kryształów kolumnowych, ale spowodowało zwiększenie porowatości odlewów będące wynikiem zbyt intensywnego mieszania [108].



- Rys. 5.2.4. Makrostruktura odlewów z A199,99 (a,b) i Zn99,99 (c,d) wykonanych tradycyjnie (a) i (c) oraz wykonanych pod działaniem WPM (b) i (d)
- Fig. 5.2.4. Macrostructure of A199,99 (a,b) and Zn99,99 (C,d) castings by traditional method (a) and (c) and under rotating magnetic field influence (b) and (d)



Rys. 5.2.5. Krzywe stygnięcia odlewów z Al99,99 krzepnących tradycyjnie (bp) i przy wymuszonej konwekcji o prędkości ciekłego metalu w formie V_{em}: 0,55 m/s (p1), 0,89 m/s (p2), 1,15 m/s (p3); Tzal=1023 K
Fig. 5.2.5. Cooling curves of Al99,99 castings solidifying traditionally (bp) and at forced convection of liquid metal velocity in a mould V_{em}=0,55 m/s)p1), 0,89 m/s (p2), 1,15 m/s (p3); Tzal=1023 K



- Rys. 5.2.6. Zależność grubości warstwy zakrzepiej od czasu krzepnięcia w odlewach tradycyjnych (linia ciągła) krzepnących pod wpływem działania WPM o indukcji B=0,035 T (V_{cm}=1,15 m/s), czas oddziaływania pola t_{od}=20 s (linia przerywana); ■, ▲ - wyniki pomiarów uzyskane metodą wylewania; Tzal.=1023 K
- Fig. 5.2.6. Dependence of solidified layer thickness on solidification time in traditional castings (solid line) and solidifying under rotating magnetic field influence with induction B=0,035 T (V_{cm}=1,15 m/s), field influence time t_{od}=20 s (broken line); ■, ▲ measurement results achieved by pouring method; Tzal=1023 K



Rys. 5.2.7. Prędkość krzepnięcia odlewu w warunkach tradycyjnych (linia ciagła) i pod wpływem WPM o indukcji B=0,035 T i V_{cm}=1,15 m/s (linia przerywana); Tzal.=1023 K

Fig. 5.2.7. Casting solidification rate under traditional conditions (broken line) and under rotating magnetic field influence with induction B=0,035 T and V_{cm}=1,15 m/s (broken line); pouring temp. Tzal=1023 K

Czyste metale (99,99%) krzepną z płaskim frontem krystalizacji [107]. W tych metalach, ze względu na ich dużą czystość, praktycznie nie ma zarodkowania przed frontem krystalizacji. Front jest trwały podczas całego procesu krystalizacji, co wynika z braku przechłodzenia stężeniowego, czyli w tym przypadku o szerokości strefy kryształów kolumnowych decyduje prędkość krystalizacji. Potwierdzeniem powyższych uwag może być również analiza stężeniowego kryterium trwałości płaskiego frontu krystalizacji (zależność 5.1).

Przy niskim stężeniu składnika stopowego prawa strona nierówności (5.1) {parametr materiałowy M= $-mC_o(1-k_o)/(Dk_o)$ } praktycznie nie ulega zmianie (M=0,28 i 0,67 Ks/mm² odpowiednio dla odlewów tradycyjnych i krzepnących pod wpływem pola magnetycznego – rys. 5.2.8). Przy tak małej zawartości zanieczyszczeń nie różnicuje się ich rozkład pod wpływem wymuszonej konwekcji, tak jak to występuje w odlewach o większym stężeniu dodatku stopowego (rozdział 5.2.3). Natomiast zmiany lewej strony kryterium pozostają bez wpływu na wartość końcową relacji pomiędzy G_T /V a [-mC_o(1-k_o)/(Dk_o)] (rys. 5.2.8).



Rys. 5.2.8. Warunki stabilności frontu przy krystalizacji strefy krysztalów kolumnowych w odlewach tradycyjnych (linie ciągłe) i krzepnących pod wpływem WPM (linie przerywane)

Fig. 5.2.8. Conditions for front stability in columnar crystal zone crystallisation in traditional castings (solid lines) and under rotating magnetic field influence (broken lines)

Powyższa analiza dowodzi, że do wywołania przemiany struktury kolumnowej w równoosiową potrzebna jest odpowiednia ilość dodatku stopowego, przy której wymuszony ruch metalu spowoduje inne od tradycyjnego jego rozłożenie w odlewie i zmienią się warunki trwałości frontu.

Podsumowaniem końcowym wyników badań przedstawionych w tym rozdziale niech będzie stwierdzenie, że podstawowym warunkiem zmian w strukturze odlewu krzepnącego przy wymuszonej konwekcji (przy odpowiedniej $V_{\rm cm}$) jest minimalna ilość dodatku stopowego lub zanieczyszczeń w metalu. Zatem można tymi wynikami potwierdzić tezę, że o skutkach działania WPM decyduje stężenie początkowe domieszki lub zanieczyszczeń. Jest to warunek konieczny, który w praktyce przemysłowej oznacza, że przy odlewaniu bardzo czystych metali stosowanie WPM (wymuszonej konwekcji) nie przyniesie zmian w strukturze odlewu.

5.2.2. Określenie minimalnych wartości stężenia składnika stopowego Co i prędkości cieklego metalu V_{cm} koniecznych do skutecznego oddziaływania WPM na strukturę odlewu

Na podstawie dotychczas przeanalizowanych wyników wiadomo, że o skutkach działania WPM nie decydują w pierwszej kolejności V_{cm} i zmiany w warunkach odprowadzania ciepła z odlewu. Stąd zachodziła konieczność przeprowadzenia dalszych badań mających na celu wyznaczenie minimalnej wartości C_o, przy której będą widoczne zmiany w strukturze w postaci zmniejszenia strefy kryształów kolumnowych i zmiany kierunku wzrostu kryształów w tej strefie.

Badania przeprowadzono na stopach AlCu zmieniając stężenie dodatku stopowego wg planu przedstawionego w tab. 5.2.3. W zakrzepniętych wlewkach, po ujawnieniu makrostruktury, określano szerokość strefy kryształów kolumnowych *l*. Makrostrukturę wybranych wlewków przedstawiono na rys. 5.2.10 ÷ 5.2.12.

Tabela 5.2.3

Zakres zmienności parametrów odlewania (B,V_{cm},C_o,Tzal) i wyniki pomiarów szerokości strefy kryształów kolumnowych *l*

	C = 0/C u	0.01	0.05	01	0.2	0.3	0,4	0,5	Tzal
DIT	$V_0 = \frac{1}{100}$	0,01	0,00		/[mm]				[K]
DIII		20.8	20.3	19.8	18.76	18,55	18,49	18,40	
0.010	0.38	20.8	20,3	18.5	17.0	16,8	16,4	16,04	
0.015	0.55	20.8	19.7	14,11	13,8	12,54	12,1	11,98	973
0.025	0.89	20.8	19.3	13,82	12,62	12,39	11,8	11,54	
0.035	1.15	20.8	18,7	11,23	10,89	11,01	10,9	10,45	_
0,055	0	21.2	21,2	21,15	20,3	19,90	19,20	18,79	
0.010	0.38	21.2	21.2	19,75	19,0	18,9	17,14	16,4	
0.015	0.55	21.2	21,2	18,60	17,8	12,34	11,79	10,3	1023
0.025	0.89	21.2	20,2	12,81	12,0	11,5	9,04	9,2	
0.035	1.15	21,2	19,1	12,02	11,61	9,55	9,36	9,25	

Czas oddziaływania pola magnetycznego wynosił 20 s dla wszystkich prob.



- Rys. 5.2.9. Zmiana szerokości *l* strefy kryształów kolumnowych w funkcji stężenia miedzi V_{cm} i indukcji B wirujacego pola magnetycznego
- Fig. 5.2.9. Change of columnar crystal zone width *l* in a function of copper concentration V_{em} and magnetic field induction B





(Tzal=1023 K): AW - odlew tradycyjny, odlewy wykonane pod wpływem WPM o indukcji B=0,015 (A2), B=0,025 T (A1), B=0,035 T (A3)
Fig. 5.2.12. Macrostructure of AlCu0,5 castings of diameter 45 mm (Tzal=1023 K): AW - traditional casting and castings made under rotating magnetic field influence with induction B=0,015 T (A2), B=0,025 T (A1), B=0,035 T (A3)

Na rys. 5.2.13 i 5.2.14 przedstawiono zmiany szerokości strefy kryształów kolumnowych w zależności od stężenia początkowego miedzi i wymuszonej prędkości ruchu ciekłego metalu dla dwóch temperatur zalewania (973 K i 1023 K).



Rys. 5.2.13. Zmiana szerokości strefy kryształów kolumnowych / w zależności od stężenia początkowego Cu i max prędkości obwodowej ciekłego metalu V_{em} dla stopów AlCu. Tzal.=973 K; linia "0 Vcm" dotyczy odlewów krzepnących bez wymuszonej konwekcji

Fig. 5.2.13. Change of columnar crystal zone width / according to Cu initial concentration and maximum peripheral velocity V_{em} of liquid metal for AlCu alloys. Pouring temp. Tzal=973 K; line '0 Vcm' refers to the castings solidifying without forced convection





Fig. 5.2.14. Change of columnar crystal zone width / according to Cu nominal concentration and maximum peripheral velocity V_{em} of liquid metal for AlCu alloys. Tzal=1023 K

W odlewach krzepnących tradycyjnie (bez wymuszonej konwekcji) szerokość strefy kryształów kolumnowych zależy od stężenia nominalnego miedzi w stopie oraz od temperatury zalewania Wzrost temperatury zalewania powoduje wzrost szerokości strefy kryształów kolumnowych *l* (tab. 5.2.3), natomiast wpływ stężenia miedzi jest odwrotny. Ilościowe wpływ tych dwóch wielkości na zmiany szerokości strefy kryształów kolumnowych, dla przyjętego zakresu zmienności czynników, przedstawia równanie (5.4).

$$I = 4,253 - 5,79C_o + 0,023Tzal$$
(5.4)

Uzyskane wyniki badań dla odlewów krzepnących przy wymuszonej konwekcji (tab. 5.2.3, rys. 5.2.9 – 5.2.14.) pokazują, że istnieje pewna minimalna ilość dodatku stopowego w stopie jednofazowym, po przekroczeniu której zauważalny jest wpływ oddziaływania WPM. Zmniejsza się szerokość strefy kryształów kolumnowych. W zrealizowanych badaniach – dla stopów AlCu – ta minimalna ilość, przy której uzyskano przyśpieszenie transformacji struktury kolumnowej w równoosiową została określona na $C_{o min}=0,1\%$ Cu. Oznacza to, co widać na wykresach (rys. 5.2.13- 5.2.14), że poniżej tej wartości nie uzyskuje się zmniejszenia szerokości strefy kryształów kolumnowych, mimo krzepnięcia odlewów przy wymuszonej konwekcji (por. rozdz. 5.2.1

Przyśpieszenie transformacji struktury kolumnowej w równoosiowa jest skutkiem działania wymuszonej przez WPM konwekcji. Prędkość ciekłej fazy przed frontem krystalizacji musi być również powyżej pewnej minimalnej wartości. Przekroczenie tej wartości jest konieczne, aby uzyskać takie zmiany w procesie krzepnięcia i krystalizacji odlewu, których skutkiem będzie szybsze wystąpienie przemiany struktury, co jest również równoznaczne ze zmniejszeniem strefy kolumnowej.

Na podstawie wyników pomiarów zawartych w tab. 5.2.3 i makrostruktury wlewków próbnych (rys. 5.2.10 – 5.2.12) wykonanych pod działaniem wirującego pola magnetycznego widać wyraźnie mniejszą niż w odlewach wykonanych bez pola magnetycznego strefę kryształów kolumnowych i większą strefę kryształów równoosiowych powstałą w wyniku działania tego pola. W próbkach wykonanych metodą tradycyjną uzyskano strukturę kolumnową na prawie całym przekroju odlewu. Należy również zauważyć, że przy prędkości ciekłego metalu w formie V_{cm} = 0,38 m/s, zmniejszenie szerokości strefy kryształów kolumnowych jest niewielkie (tab. 5.2.3, rys. 5.2.13 – 5.2.14). Można zatem uznać prędkość

 V_{cm} =0,38 m/s za niewystarczającą przy praktycznym stosowaniu wyników tej pracy. W zrealizowanym zakresie badań, minimalną prędkość ciekłego metalu V_{cm} przyjęto na poziomie 0,55 m/s.

Porównanie wykresów (rys. 5.2.13 i 5.2.14) wskazuje na niewielki wpływ temperatury zalewania na zmiany szerokości strefy kryształów kolumnowych, szczególnie przy większych prędkościach ruchu ciekłego metalu w formie. Bardziej szczegółowa wizualna ocena wpływu poszczególnych czynników procesu odlewania w WPM, tj. indukcji pola magnetycznego B lub prędkości ruchu ciekłego metalu w formie $V_{\rm cm}$, nominalnego stężenia miedzi C_o i temperatury zalewania Tzal na szerokość strefy kryształów kolumnowych, jest niemożliwa. Nieznaczne zmiany w makrostrukturze wlewków przy różnych wartościach parametrów nie dają podstaw do ilościowego określenia ich wpływu. Stąd w celu określenia ilościowych zmian w strefie kryształów kolumnowych jako funkcji parametrów odlewania, uzyskane wyniki (tab. 5 2.3) posłużyły również do obliczenia metodą regresji krokowej [109] zależności $l=f(C_o, B, Tzal)$ i $l=f(C_o, V_{cm}, Tzal)$. Wynikiem obliczeń są równania 5.5 - 5.8

$$l = 1.45 + 95,69 \frac{1}{B} - 7,22 C_0 + 0.0117 Tzal .$$
 (5.5)

Porównanie wyników badań na wykresach 5.2.13 i 5.2.14 oraz analiza przebiegu obliczeń pozwala, bez szkody dla parametrów statystycznych (tab. 5.2.4) równania 5.5, pominąć temperaturę zalewania - T_{zal} .

Zatem otrzymamy równanie:

$$l = 9.94 + 95.69 \frac{1}{B} - 7.22 C_0$$
(5.6)

Wyniki o podobnym przebiegu zależności l=f(Co, Vcm, Tzal) uzyskano w równaniach:

$$I = 0.887 + 3.84 \frac{1}{V} - 7.22 C_{0} + 0.0117 Tzal .$$
 (5.7)

$$l = 9.38 + 3.84 \frac{1}{V_{cm}} - 7.22 C_0$$
(5.8)

Parametry statystyczne równań 5.4 - 5.8 podano w tab. 5.2.4.

Tabela 5.2.4

Parametry statystyczne równań 5.4 - 5.8

Nr równania	Współczynnik korelacii R	Test Fischera F	Test W	Odchylenie standardowe SD	Wartość średnia /[mm]
4 4	0.98	111.7	19,8	0,268	19,85
4.5	0.94	49.23	5,66	1,33	13,63
4.5	0.91	71.66	5.66	1,34	13,63
4.0	0.92	54.01	6.13	1,34	13,63
4.8	0,91	70,80	5,51	1,34	13,63

Brak wyraźnego wpływu temperatury zalewania wiązać należy ze ścisłą korelacją pomiędzy prędkością ruchu ciekłej fazy a warunkami termicznymi krzepnięcia odlewu (por rozdz. 5.1, równania 5.2 i 5.3).

Równania (5.5 i 5.8) obejmują zmiany w zakresie wartości stężenia od $C_o = C_o min = 0,1\%$ do $C_o=0,5\%$ Cu, tzn. dotyczą zakresu stężeń, przy których stwierdza się efekt działania WPM. Analiza tych równań wskazuje na ich fizyczny sens i ilościowe ujęcie procesu, tzn., że przy wzroście C_o maleje strefa kryształów kolumnowych, podobnie jak w odlewach wykonywanych bez wymuszonej konwekcji. Natomiast przy wzroście indukcji pola magnetycznego (co jest równoznaczne ze wzrostem V_{cm}) też maleje szerokość tej strefy. Graficzną postać równania (5.8) przedstawia rysunek 5.2.15. Pokazuje on, że szerokość strefy kryształów kolumnowych silnie zależy od wartości prędkości ciekłego metalu V_{cm} lub też indukcji wirującego pola magnetycznego B (równanie 5.6). W mniejszym stopniu na szerokość strefy kryształów kolumnowych wpływa stężenie początkowe (nominalne) pierwiastków stopowych C_o .

Z danych przedstawionych na rys. 5.2.9 - 5.2.14 wynika, że im większa jest prędkość ciekłego metalu w formie V_{cm} (max prędkość obwodowa wywołana przez pole magnetyczne tuż po zakończeniu zalewania formy), tym mniejsza jest szerokość strefy kryształów kolumnowych. Zależności na rys. 5.2.15, a w szczególności wykres na rys. 5.2.16 pokazują, że zwiększenie prędkości ciekłego metalu ponad 0,89 m/s powoduje minimalny przyrost zmniejszenia strefy kryształów kolumnowych. Oznacza to, że kinetyczny warunek stosowania WPM, związany z odpowiednim zmniejszeniem strefy kryształów kolumnowych przez wymuszaną konwekcję, zawiera się w dość wąskich granicach, tj. V_{cm} =0,55 ÷ 0,89 m/s, co odpowiada indukcji pola magnetycznego mierzonej na powierzchni wewnętrznej formy B=0,015 ÷ 0,025 T.



Rys. 5.2.15. Szerokość I strefy kryształów kolumnowych w funkcji prędkości V_{em} ciekłego metalu i stężenia nominalnego C_o dodatków stopowych dla stopów AlCu

Fig. 5.2.15. Columnar crystal zone width *l* in a function of liquid metal velocity V_{cm} and nominal concentration of alloy additions C_o for AlCu alloys



Rys. 5.2.16. Zmiana szerokości / strefy krysztalów kolumnowych w zależności od nominalnego stężenia C_o dodatku stopowego i poszerzonego zakresu zmienności indukcji B wirującego pola magnetycznego
 Fig. 5.2.16. Changes of columnar crystal zone width l according to nominal concentration of C_o alloy addition and widened range of rotating magnetic field induction B variability

Na podstawie przeprowadzonych badań na wlewkach o średnicy 80 mm okazało się, że jeżeli wymusić na początku procesu krzepnięcia odlewu w kokili stalowej ruch ciekłego metalu o prędkości V_{cm} max=1,15 m/s, to szerokość strefy kryształów kolumnowych w tych



Rys. 5.2.17. Makrostruktura odlewów z AlCu0,2 o średnicy 80 mm (Tzal=1023 K): (a) – odlew tradycyjny. (b) – odlew wykonany pod wpływem WPM o indukcji B=0,035 T (Vcm=1,15 m/s)

Fig. 5.2.17. Macrostructure of AlCu0.2 castings of diameter 80 mm (Tzal=1023 K): (a) – traditional casting. (b) casting made under rotating magnetic field influence with induction B=0.035 T ($V_{em}=1.15$ m/s)

odlewach wyniesie *l*=10,4 mm (rys. 5.2.17) i jest w przybliżeniu równa szerokości strefy kryształów kolumnowych w odlewach o średnicy 45 mm wykonanych przy tych samych parametrach pola magnetycznego (*l*=10,9 mm, próba A20). Oznacza to, że określony w badaniach na odlewach o średnicy 45 mm zakres prędkości wymuszonego ruchu ciekłego metalu przed frontem krystalizacji można traktować jako wartości efektywnego stosowania wirującego pola magnetycznego dla odlewów o innej geometrii.

5.2.3. Wpływ zmian w rozkładzie stężenia dodatku stopowego wywołanego wymuszonym ruchem ciekłej fazy na transformację struktury kolumnowej w równoosiową

Podstawowy cel badań przedstawionych w tym rozdziale polegał na przybliżeniu opisu procesu krzepnięcia odlewu w WPM do warunków rzeczywistych poprzez określenie zmian w rozkładzie stężenia miedzi wywołanych wymuszoną konwekcją. Stężenie dodatku stopowego w danym miejscu odlewu wiąże się z warunkami rozdziału domieszki na froncie krystalizacji. Na te warunki istotny wpływ ma wymuszona konwekcja [77,78,110-113].

Dotychczasowe wyniki badań potwierdzają tezę, że o skutkach działania WPM decyduje odpowiedni poziom stężenia dodatku stopowego. Może to oznaczać, szczególnie biorąc pod uwagę wyniki badań opisanych w rozdziale 5.2.1, że przyczyną przemiany struktury odlewu, poza zmianami termicznymi, jest przede wszystkim zmiana w rozkładzie stężenia dodatków stopowych wywołana wymuszonym ruchem ciekłego metalu w formie. Dla potwierdzenia tej tezy przeprowadzono badania rozkładu stężenia miedzi w odlewach o średnicy 45 mm ze stopów AlCu o stężeniu nominalnym 0,2; 0,3 i 0,5%Cu. Badania przeprowadzono wg sposobu opisanego w rozdziale 4.2.4. Wyniki tych badań przedstawiono w tab. 5.2.5 – 5.2.6, 5.2.9, 5.2.11 i rys.5.2.18 – 5.2.25.

Tablica 5.2.5

Wyniki pomiarów stężenia miedzi we wlewkach z AlCu0,2 (Tzal.=973 K)*

Nr próby	A17 Cubp	A18	15mT	A19	25mT	A20	35mT
V _{cm max} [m/s]	0	0,	55	0	,89	1	,15
X	Cu	Cu	Vcm (x)	Cu	Vcm (x)	Cu	Vcm (x)
[mm]	[%]	[%]	[m/s]	[%]	[m/s]	[%]	[m/s]
0,1	0,197	0,199	0,55	0,204	0,89	0,200	1,15
1,1	0,196	0,204	0,52	0,197	0,84	0,201	1,09
2,1	0,209	0,19	0,49	0,198	0,80	0,199	1,03
3,1	0,2	0,197	0,46	0,194	0,76	0,193	0,97
4,1	0,209	0,185	0,44	0,189	0,72	0,182	0,91
5,1	0,21	0,189	0,41	0,185	0,68	0,184	0,85
6,1	0,215	0,183	0,38	0,182	0,62	0,176	0,80
7,1	0,213	0,195	0,35	0,179	0,57	0,179	0,74
8,1	0,216	0,188	0,34	0,180	0,54	0,176	0,68
9,1	0,22	0,192	0,33	0,183	0,52	0,178	0,65
10,1	0,211	0,219	0,32	0,226	0,52	0,228	0,62
11,1	0,215	0,204	0,31	0,211	0,50	0,221	0,59
12,1	0,209	0,224	0,29	0,228	0,48	0,234	0,56
13,1	0,210	0,207	0,27	0,209	0	0,209	0
14,1	0,209	0,211	0	0,223	0	0,227	0
15,1	0,200	0,209	0	0,196	0	0,206	0
16,1	0,205	0,231	0	0,23	0	0,224	0
17,1	0,199	0,208	0	0,203	0	0,205	0
18,1	0,206	0,234	0	0,203	0	0,224	0
19,1	0,2	0,215	0	0,227	0	0,211	0
Cu śr.	0,2073	0,2053		0,2037		0,2051	
Cu śr.skk	0,2087	0,1946		0,1925		0,1914	

* Wartości średnie z trzech pomiarów.

Tablica 5.2.6

Wyniki pomiarów stężenia miedzi we wlewkach z AlCu0,2,(Tzal=1023 K)*

Nr próby	A4 Cubp	A6 1	5mT	A5 :	25mT	A7	35mT
Vcm max [m/s]	0	0,	55	0	,89	1	,15
х	Cu	Cu	Vcm (x)	Cu	Vcm (x)	Cu	Vcm (x)
[mm]	[%]	[%]	[m/s]	[%]	[m/s]	[%]	[m/s]
0,1	0,197	0,201	0,55	0,205	0,89	0,181	1,15
1,1	0,19	0,196	0,52	0,182	0,84	0,207	1,09
2,1	0,195	0,19	0,49	0,178	0,80	0,205	1,03
3,1	0,2	0,183	0,46	0,198	0,76	0,19	0,97
4,1	0,189	0,187	0,44	0,19	0,72	0,175	0,91
5,1	0,2	0,178	0,41	0,176	0,68	0,155	0,85
6,1	0,205	0,185	0,38	0,171	0,64	0,171	0,80
7,1	0,192	0,2	0,35	0,18	0,60	0,156	0,74
8,1	0,213	0,202	0,32	0,168	0,56	0,149	0,68
9,1	0,213	0,219	0,30	0,19	0,52	0,150	0,62
10,1	0,196	0,22	0,27	0,209	0,48	0,156	0,56
11,1	0,205	0,22	0	0,252	0	0,250	0
12,1	0,191	0,2	0	0,225	0	0,282	0
13,1	0,173	0,177	0	0,236	0	0,277	0
14,1	0,183	0,22	0	0,249	0	0,22	0
15,1	0,172	0,216	0	0,207	0	0,228	0
16,1	0,179	0,196	0	0,238	0	0,247	0
17,1	0,178	0,211	0	0,219	0	0,258	0
18,1	0,176	0,223	0	0,195	0	0,223	0
19,1	0,195	0,216	0	0,205	0	0,233	0
Cu śr.	0,192	0,202		0,204		0,206	
Cu śr.skk	0,199	0,196		0,186		0,172	

x - odległość od powierzchni bocznej wlewka,

V_{cm} max – max predkość obwodowa ciekłego metalu w formie,

V_{cm} (x) - prędkość ciekłego metalu w zależności od położenia frontu krzepnięcia,

 $V_{cm} = 0 - oznacza wyłączenie działania WPM,$

Cu śr. skk - średnie stężenie miedzi w strefie kryształów kolumnowych.

Wyniki pomiarów zawarte w tab. 5.2.5 i 5.2.6 oraz prezentowane na rys. 5.2.18 i 5.2.20 poddano aproksymacji równaniami regresji (tab. 5.2.7 i 5.2.8) otrzymując krzywe, przedstawione na rys. 5.2.19 – 5.2.21, odpowiednio dla każdej maksymalnej prędkości wirowania ciekłego metalu V_{cm} .

W niniejszej pracy wykorzystuje aproksymowany rozkład stężenia miedzi do określenia efektywnego współczynnika rozdziału k_{ef} wg jego pierwotnej definicji [78,111,112]. Uzyskuje się w ten sposób powiązanie warunków stężeniowych na powierzchni rozdziału faz z danym miejscem w odlewie. Takie sprzężenie zmian stężenia dodatku stopowego ze zmianami warunków termicznych pozwoli na szczegółową analizę tworzenia się strefy kryształów kolumnowych w odlewie rzeczywistym.



- Rys. 5.2.18. Rozkład stężenia miedzi wzdłuż promienia wlewka z AłCu0,2 o średnicy 45 mm krzepnącego przy różnej prędkości ciekłego metalu w formie: A17bp - krzepnięcie bez wymuszonej konwekcji odlewy tradycyjne, A18 - V_{cm}max=0,55 m/s, A19 - V_{cm}max=0,89 m/s, A20 - V_{cm}max=1,15 m/s; Tzal=973 K
- Fig. 5.2.18. Copper concentration distribution along AlCu0,2 ingot radius, of diameter 45 mm, solidifying at various velocity of liquid metal in a mould: solidification without forced convection, traditional castings (A17), A18 V_{cm}max=0,55 m/s, A19 V_{cm}max=0,89 m/s, A20 V_{cm}max=1,15 m/s; Tzal=973 K



- Rys. 5.2.19. Aproksymowany rozkład stężenia miedzi w odlewach z AlCu0,2 (z rys. 5.2.18). Odlewy tradycyjne (A17bp) i odlewy wykonane pod działaniem WPM przy różnej prędkości ciekłego metalu w formie: A18 V_{cm}max=0,55 m/s, A19 V_{cm}max=0,89 m/s, A20 V_{cm}max=1,15 m/s
- Fig. 5.2.19. Approximated distribution of copper concentration in AlCu0,2 castings (Fig.5.2.18). Traditional castings (17pb) and castings made under rotating magnetic field influence at various velocity of liquid metal in a mould: A18 V_{cm}max=0,55 m/s, A19 V_{cm}max=0,89 m/s, A20 V_{cm}max= 1,15 m/s



- Rys. 5.2.20. Rozkład stężenia miedzi wzdłuż promienia wlewka z AłCu0,2 o średnicy 45 mm krzepnącego przy różnej prędkości ciekłego metalu w formie: A4bp - odlewy tradycyjne, A6 - V_{cm}max=0.55 m/s. A5 -V_{cm}max=0,89 m/s, A7 - V_{cm}max=1,15 m/s: Tzal=1023 K
- Fig. 5.2.20. Copper concentration distribution along AlCu0,2 ingot radius, of diameter 45 mm, solidifying at various velocity of liquid metal in a mould: - solidification without forced convection, traditional castings (A4bp), A6 - V_{cm}max=0,55 m/s, A5 - V_{cm}max=0,89 m/s, A7 - V_{cm}max=1,15 m/s; Tzal=1023 K



- Rys. 5.2.21. Aproksymowany rozkład miedzi w odlewach z AlCu0,2 (z rys. 5.2.20): A4bp odlewy tradycyjne i krzepnące przy różnej prędkości ciekłego metalu w formie: A5 V_{cm}max=0,89 m/s, A6 V_{cm}max=0,55 m/s, A7 V_{cm}max=1,15 m/s
- Fig. 5.2.21. Approximated distribution of copper concentration in AlCu0,2 castings (Fig.5.2.20). Traditional castings (A4bp) and castings made under rotating magnetic field influence at various velocity of liquid metal in a mould: A6 V_{cm}max=0,55m/s, A5 V_{cm}max=0,89 m/s, A7 V_{cm}max=1.15 m/s

Tabela 5.2.7

Równania regresji krzywych rozkładu miedzi i ich parametry statystyczne dla stopu AlCu0,2 (Tzal=973 K)

Nr	Vcm	Cu _{ap.} [%] =	R	F	W	SD	AV
próby	[m/s]		-				
A20	1,15	0,205+0,0703/(1+exp(14,5-1,5786x)- 0,00476x+4,14*10 ⁻⁶ x ³	0,93	32,4	5,9	0,0076	0,205
A19	0,89	0,207+0,0575/(1+exp(14,5-1,5786x)- 0,00479x+6,43*10 ⁻⁶ x ³	0,90	16,5	4,1	0,0098	0,203
A18	0,55	0,1998+0,0356/(1+exp(14,5- 1,5786x)-0,00224x+3,84*10 ⁻⁶ x ³	0,85	13,7	2,9	0,0087	0,205
A17	0	0,193+1,4*10 ⁻⁵ x ³ +0,0064x- 0,000579*x ²	0,85	14,6	3,1	0,0039	0,207
R – wspó	Aczynnik	korelacji, F - test Fischera, tes	st W			t	

SD - odchylenie standardowe, AV = Cu śr. - wartość średnia

Tabela 5.2.8

Równania regresji krzywych rozkładu miedzi i ich parametry statystyczne dla stopu AlCu0,2 (Tzal=1023 K)

Nr	Vcm	Cu _{ap} [%] =	R	F	W	SD	AV
próby	[m/s]	The second					
A7	1,15	0,209+0,1498/(1+exp(14,5-1,5786x)- 0,00981x+9,04*10 ⁻⁶ x ³	0,90	19,1	4,1	0,0215	0,208
A5	0,89	0,1977+0,0909/(1+exp(14,5-1,5786x)- 3,42*10 ⁻⁷ x ³ -0,00425x	0,89	17,8	3,8	0,0135	0,204
A 6	0,55	$-2*10^{-5}x^{3}+0,0005x^{2}-0,0034x+0,1971$	0,88	15,6	3,4	0,0130	0,203
A4	0	$0,19-2,98*10^{4}x^{2}+$	0,87	14,1	2,9	0,0065	0,196
		$2,25*10^{-10}\exp(x)+0,00368x$					

Tabela 5.2.9

Wyniki pomiarów stężenia miedzi we wlewkach z AlCu0,3 (Tzal=1023 K)

Nr próby	23bp	21	22	Nr próby	23bp	21	22
V _{em} [m/s]	0	0,55	1,15	V _{cm} [m/s]	0	0,55	1,15
Y	Cu bp	Cu	Cu		Cu bp	Cu	Cu
A	[%]	[%]	[%]	X	[%]	[%]	[%]
0,1	0,280	0,260	0,256	11,1	0,303	0,308	0,302
1,1	0,299	0,243	0,247	12,1	0,294	0,378	0,400
2,1	0,283	0,260	0,229	13,1	0,285	0,300	0,364
3,1	0,305	0,236	0,228	14,1	0,265	0,313	0,371
4,1	0,294	0,250	0,233	15,1	0,287	0,275	0,281
5,1	0,331	0,230	0,223	16,1	0,250	0,366	0,383
6,1	0,313	0,243	0,215	17,1	0,278	0,318	0,299
7,1	0,299	0,230	0,225	18,1	0,270	0,379	0,338
8,1	0,302	0,225	0,250	19,1	0,273	0,308	0,339
9,1	0,339	0,360	0,333	20,1	0,292	0,330	0,324
10,1	0,287	0,372	0,387	Cs śr.	0,292	0,294	0,295
				Cs śr. skk	0,303	0,264	0,256



Rys. 5.2.22. Rozkład stężenia miedzi we wlewkach ze stopu AlCu0,3 o średnicy 45 mm przy różnej prędkości ciekłego metalu w formie: 21 - V_{cm}max=0,55 m/s, 22 - V_{cm}max=1,15 m/s, 23bp - krzepnięcie bez wymuszonej konwekcji

Fig. 5.2.22. Copper concentration distribution in ingots made of AlCu0,3 alloy at various velocity in liquid metal in a mould: 21 - V_{cm}max=0,55 m/s, 22 - V_{cm}max=1,15 m/s, 23bp - solidification without forced convection

Podobnie jak w przypadku stopu AlCu0,2 wyniki pomiarów stężenia miedzi we wlewkach z AlCu0,3 o średnicy 45 mm (tab. 5.2.9 aproksymowano równaniami regresji wielomianowej (tab. 5.2.10), co pokazano na rys. 5.2.23.



Rys. 5.2.23. Aproksymowany rozkład stężenia miedzi w odlewach z AlCu0,3 o średnicy 45 mm wzdłuż promienia wlewka walcowego przy różnej prędkości ciekłego metalu w formie: 21 -V_{cm}max=0,55 m/s, 22 - V_{cm}max=1,15 m/s, 23bp - krzepnięcie bez wymuszonej konwekcji

Fig. 5.2.23. Approximated distribution of copper concentration in AlCu0,3 castings, of diameter 45 mm, along radius of rolled ingot at various velocity of liquid metal in a mould: 21 - V_{cm}max=0,55 m/s, 22 - V_{cm}max=1,15 m/s, solidification without forced convection (23bp)

59

Tabela 5.2.10

Równania regresji rozkładu stężenia miedzi i ich parametry statystyczne dla stopu AlCu0.3

Nr	Vcm	$Cu_{-} [\%] =$	R	F	W	SD	AV
próby	[m/s]				-		
22	1,15	0,252+0,178/(1+exp(15,677-	0,90	38,8	4,8	0,028	0,296
		1,786x))-0,00548x					
21	0,55	0,262+0,141/(1+exp(13,5-1,5786x))-	0,82	17,7	3,7	0,035	0,297
		$0,00535x+4,73*10^{-6}x^{3}$					
23bp	0	0,273-0,00196*x ²	0,85	18,8	4,2	0,012	0,290
		$+0,0166*x+5,78*10^{-5}*x^{3}$					

Tabela 5.2.11

Wyniki pomiarów stężenia miedzi we wlewkach z AlCu0,5*(Tzal=973 K)

Nr próby	AIW	A2	A3	Nr próby	A1W	A2	A3
V _{cm} [m/s]	0	0,55	1,15	V _{cm} [m/s]	0	0,55	1,15
x	%Cu	%Cu	%Cu	x	%Cu	%Cu	%Cu
[mm]	[%]	[%]	[%]	[mm]	[%]	[%]	[%]
0,1	0,492	0,494	0,496	11,1	0,472	0,481	0,612
1,1	0,472	0,479	0,492	12,1	0,498	0,584	0,542
2,1	0,474	0,477	0,442	13,1	0,473	0,586	0,508
3,1	0,485	0,487	0,493	14,1	0,467	0,597	0,570
4,1	0,516	0,475	0,469	15,1	0,476	0,490	0,508
5,1	0,524	0,455	0,408	16,1	0,454	0,447	0,604
6,1	0,513	0,460	0,440	17,1	0,465	0,520	0,534
7,1	0,553	0,455	0,452	18,1	0,470	0,425	0,549
8,1	0,550	0,520	0,396	19,1	0,435	0,500	0,560
9,1	0,516	0,455	0,414	20,1	0,505	0,540	0,472
10,1	0,524	0,595	0,563	Cu śr.	0,492	0,501	0,501
				Cu śr. skk	0,507	0,494	0,478

Aproksymowany rozkład stężenia miedzi dla wlewków z AlCu0,5 równaniami regresji z tab. 5.2.12 przedstawiono na rys. 5.2.24.

Równania regresji i ich parametry statystyczne dla stopu AlCu0,5

Nr próby	Vcm [m/s]	Cu _{ap.} [%] =	R	F	W	SD	AV
A3	1,15	0,509+0,1886/(1+exp(14,5-1,5786x)- 0,0204+0,00108x ² -2,5*10 ⁻⁵ x ³	0,82	8,2	2,4	0,041	0,501
A2	0,55	$0,475+0,19/(1+\exp(14,5-1,57863x)-0,00277x^2+8,91*10^{-5}x^3+0,0114x$	0,83	9,8	2,9	0,046	0,501
A1W	0	0,455+8,79*10 ⁻⁵ x ³ +0,02698x- 0,00305x ²	0,86	15,1	3,2	0,022	0,492

Tabela 5.2.12



- Rys. 5.2.24. Rozkład stężenia miedzi we wlewkach ze stopu AlCu0,5 o średnicy 45 mm przy różnej prędkości ciekłego metalu w formie: A2 V_{cm}max=0,55 m/s, A3 V_{cm}max=1,15 m/s, A1W krzepnięcie bez wymuszonej konwekcji
- Fig. 5.2.24. Copper concentration distribution in ingots made of AlCu0,5 alloy at various velocity in liquid metal in a mould: A2 - V_{em}max=0,55 m/s, A3 - V_{em}max=1,15 m/s, A1W - solidification without forced convection



- Rys. 5.2.25. Rozkład stężenia miedzi we wlewkach z AlCu0,5 o średnicy 45 mm po aproksymacji: A1W- odlew krzepnący bez wymuszonej konwekcji i odlewy krzepnące przy wymuszonym ruchu ciekłego metalu o prędkości ciekłej fazy: A2 V_{cm}max=0,55 m/s, A3 V_{cm}max=1,15 m/s
- Fig. 5.2.25. Copper concentration distribution in AlCu0,5 ingots after approximation: A1W casting solidifying without forced convection; castings solidifying at liquid metal forced movement of liquid phase velocity V_{cm}max=0,55 m/s (A2), V_{cm}max=1,15 m/s (A3)

Wyniki pomiarów stężenia miedzi układają się w podobny sposób dla odlewów tradycyjnych oraz wykazują duże podobieństwo we wszystkich odlewach krzepnących pod wpływem WPM. Ich uogólnienie przedstawiono jak na rysunku 5.2.26.





Fig. 5.2.26. Changes of copper concentration in AlCu ingots after measurement results approximation and macrostructure changes

Zmiana stężenia miedzi w odlewach krzepnących bez wymuszonej konwekcji, niezależnie od wartości stężenia nominalnego jest bardzo podobna dla wszystkich wyników pomiarów i można ją przedstawić krzywą pokazaną na rys. 5.2.26a.

Przy najmniejszej prędkości krzepnięcia (rys. 5.1.13, 5.1.14), w odległości ok. 8 mm od powierzchni zewnętrznej (w strefie kryształów kolumnowych), zgodnie z rys. 5.2.18 ÷ 5.2.25, stwierdza się największe stężenie.

Krzywą rozkładu stężenia miedzi Cu(x) w odlewach krzepnących w WPM można podzielić na trzy części (rys. 5.2.26b). Pierwsza obejmuje zmianę stężenia Cu w strefie kryształów kolumnowych, druga w tzw. strefie przejścia czyli w obszarze zmiany struktury kolumnowej w równoosiową, i trzecia w strefie kryształów równoosiowych. Najbardziej istotne dla niniejszej pracy są dwie pierwsze części, które zostaną kolejno przeanalizowane.

Część I – obejmuje strefę kryształów kolumnowych o długości ok. 8 mm, gdzie w wyniku wymuszonego ruchu ciekłego metalu występuje konwekcyjne "odrzucanie" składnika i w związku z tym stężenie Cu w tej strefie jest średnio zawsze niższe niż zmierzone odpowiednio na tej samej długości w odlewach krzepnących tradycyjnie (ostatnie wiersze w tab. 5.2.5 - 5.2.6, 5.2.9, 5.2.11). Te różnice są tym większe, im większe jest nominalne stężenie miedzi w stopie i im większa jest prędkość ciekłej fazy przed frontem krystalizacji. Zubożenie fazy stałej w miedź w czasie krzepnięcia strefy kryształów kolumnowych powoduje wzbogacanie cieczy w ten składnik. Dowodem na to są wyniki pomiarów wartości stężenia Cu określone na podstawie analizy chemicznej w metalu wylanym z niezakrzepłej części wlewka w momencie zakończenia działania pola magnetycznego, tj. po 20 s (tab. 5.2.13).

Tabela 5.2.13

Stężenie miedzi w ciekłym metalu (AlCu0,2) w chwili zakończenia działania WPM

Tzal. [K]	973	1023
	(Cu [%]
Odlew tradycyjny	0,206	0,199
Odlewy wykonywane przy działaniu WPM o indukcji B [T]:		
0.015	0,215	0,209
0,025	0,219	0,227
0,035	0,222	0,248

Ilościowe zmiany stężenia miedzi w strefie kryształów kolumnowych w zależności od prędkości ciekłego metalu w formie i prędkości krystalizacji określono równaniami otrzymanymi z danych zawartych w tab. 5.2.5 – 5.2.6. Równania wraz z parametrami statystycznymi zawarto w tab. 5.2.14, a ich graficzną interpretację przedstawiono na rysunku 5.2.27 i 5.2.28.

Tabela 5.2.14

Równania opisujące zależności pomiędzy stężeniem miedzi w strefie kryształów kolumnowych Cu_{ap} a prędkością ciekłego metalu przed frontem V_{cm} i prędkością krystalizacji Vp dla stopu AlCu0,2

Nr próby	V _{cm} [m/s]	Cu _{ap.} [%] =	R	F	w	SD	AV							
1	2	3	4	5	6	7	8							
Tzal = 973K														
A20	1,15	0,231-0,122V _{cm} +0,0983Vp3	0,93	30,0	5,84	0,007	0,196							
A19	0,89	0,21-0,0947V _{cm} +0,062Vp2	0,88	19,9	3,90	0,007	0,197							
A18	0,55	0,223-0,105V _{cm} +0,0217Vp1	0,86	15,5	3,22	0,006	0,203							
		Tzal = 1023K												
A7	1,15	0,243-0,198V _{cm} +0,163Vp3	0,82	8,46	2,24	0,022	0,189							
A5	0,89	0,273-0,263V _{cm} +0,127Vp2	0,93	29,3	6,15	0,009	0,192							
A6	0,55	0,197+0,0149Vp1-0,0423V _{cm}	0,96	47,1	10,2	0,001	0,192							

Vp1, Vp2, Vp3 – prędkość krystalizacji zależna od prędkości ciekłego metalu w formie V_{cm} (kolumna 2) i od temperatury zalewania Tzal.

Największe różnice w rozkładzie stężenia wywołuje działanie pola magnetycznego o maksymalnej indukcji B=0,035 T, generujące największą prędkość ciekłego metalu V_{cm} =1,15 m/s. Najmniejsze różnice w rozkładzie stężenia miedzi w strefie kryształów kolumnowych występują we wlewkach (próba A6) odlewanych z temperatury zalewania 750°C przy początkowej prędkości ruchu ciekłego metalu równej 0,55 m/s (rys. 5.2.20, 5.2.21). Te niewielkie zmiany w rozkładzie stężenia i warunków termicznych (rozdział 5.1) objawiają się też niewielkim zmniejszeniem szerokości strefy kryształów kolumnowych (tab. 5.2.3, l=17,8 mm). Prawdopodobnie te małe zmiany mają niewielki wpływ na proces krzepnięcia i są przyczyną minimalnego zmniejszenia szerokości tej strefy. Można przypuszczać, że przy temperaturze odlewania Tzal=1023 K i najmniejszej prędkości ruchu V_{cm} =0,55 m/s w czasie działania WPM, konwekcyjne "odsyłanie" miedzi z frontu krystalizacji ma mały udział w transporcie masy. Występuje przewaga dyfuzji nad konwekcją, co stwierdzono również w pracach [77,110,137].

Część II krzywej rozkładu stężenia to "strefa przemiany struktury". Jest to obszar w odlewie zawarty w odległości pomiędzy 8 a 12 mm mierzonej od jego powierzchni zewnętrznej, który obejmuje miejsce transformacji struktury kolumnowej w równoosiową. W tym obszarze gwałtownie zwiększa się stężenie dodatku stopowego, bowiem zanika konwekcyjne "odsyłanie" miedzi z frontu krystalizacji. Wiąże się to przede wszystkim ze znacznym, bo o około 50%, spadkiem V_{cm} wynikającym z ekranowania pola magnetycznego, polegającego na zmniejszeniu jego indukcji przez zakrzepniętą warstwę odlewu (rozdział 3.2.2), a także zmniejszeniem prędkości krzepnięcia wynikającej z warunków cieplnych (por rozdz. 5.1). Ponadto z obniżaniem się temperatury ciekłego metalu rośnie lepkość, a tym samym wzrasta szerokość strefy dyfuzyjnej tworząc warunki do mniej intensywnego konwekcyjnego "odsyłania" składnika z frontu krystalizacji (rys. 5.2.29) [73-78].



- Rys. 5.2.27. Zmiana stężenia miedzi w strefie kryształów kolumnowych (A20 i A7) w funkcji prędkości krystalizacji Vp3 (rys.5.1.13, 5.1.14) i prędkości ruchu ciekłego metalu przed frontem V_{cm} przy krzepnięciu odlewów pod wpływem WPM o indukcji B=0,035 T
- Fig. 5.2.27 Copper concentration change in columnar crystal zone (A20 and A7 lines) in a function of crystallisation rate Vp3 and liquid metal velocity V_{cm} before front at casting solidification under rotating magnetic field influence with induction B=0.035 T



- Rys. 5.2.28. Zmiana stężenia miedzi w strefie kryształów kolumnowych (A6 i A18) w funkcji prędkości krystalizacji Vpl (rys. 5.1.13, 5.1.14) i prędkości ruchu ciekłego metalu przed frontem V_{em} przy krzepnięciu odlewów pod wpływem WPM o indukcji B=0,015 T
- Fig. 5.2.28. Copper concentration change in columnar crystal zone (A6 and A18 lines) in a function of crystallisation rate Vp3 and liquid metal velocity V_{cm} before front at casting solidification under rotating magnetic field influence with induction B=0.035 T



- Rys. 5.2.29. Zmiana szerokości warstwy dyfuzyjnej δ_c obliczona wg zależności Jefimova [45]: δ_c=D^{1/6}μ_k^{1/6}(g/V_{cm})^{1/2}, gdzie: D – współczynnik dyfuzji, μ_k – współczynnik lepkości kinematycznej, g – położenie frontu w odlewie
- Fig. 5.2.29. Change of diffusion layer width δ_c calculated according to Jefimov dependence [45]: $\delta_c = D^{1/6} \mu k^{1/6} (g/V_{cm})^{1/2}$ where: D – Diffusion coefficient, μk – kinematic viscosity coefficient, g – front position in casting

Z tego powodu rośnie stężenie bezpośrednio na froncie krystalizacji C, co można potwierdzić wynikami obliczeń (rys.5.2.30), ale też rośnie średnie stężenie w ciekłym metalu (tab. 5.2.13).



- Rys. 5.2.30. Stężenie miedzi na froncie krystalizacji w strefie przemiany struktury obliczone wg modelu Kurza-Fischera [39]: C bp – odlew tradycyjny, C wp – odlew wykonany w WPM o indukcji B=0,035 T; Tzal=973 K
- Fig. 5.2.30. Copper concentration on crystallisation front in structure transformation zone calculated according to Kurz=Fisher [39]: C*bp – traditional casting, C wp – casting made under rotating magnetic field influence with induction B=0.035 T; pouring temp. Tzal=973 K

W związku z tym malejący dotąd gradient stężenia Gc zaczyna wzrastać (rys. 5.2.31). Wzrost stężenia miedzi na froncie krystalizacji jest przyczyną wzrastającego stężenia Cu we

wlewku, ale też (poprzez wzrost Gc) tworzy warunki do utraty trwałości frontu krystalizacji i przejścia krzepnięcia odlewu z kierunkowego w objętościowe.



Rys. 5.2.31. Gradient stężenia miedzi przed frontem krystalizacji Gc obliczony wg modelu Kurza-Fishera (rozdz. 6.1) w: odlewach tradycyjnych (A17bp), odłewach wykonanych pod wpływem WPM o indukcji B=0,035 T (V_{cm}=1,15 m/s) - A20; B=0,025 T (V_{cm}=0,89 m/s) - A19; B=0,015 T (V_{cm}=0,55 m/s) - A18; Tzal=973 K

Fig. 5.2.31. Copper concentration gradient before crystallisation front G_c calculated according Kurz-Fisher model (par. 6.1) in traditional castings – dotted line and in castings made under rotating magnetic field influence with induction B=0,035 T (V_{cm}=1,15 m/s) – A20 line; B=0,025 T (V_{cm}=0,89 m/s) – A19 line; B=0,015 T (V_{cm}=0,55 m/s) – A18 line; Tzal=973 K

Wzrost gradientu stężenia Gc pokrywa się z wystąpieniem maksymalnego stężenia miedzi w odlewie i ze zmianą struktury kolumnowej w równoosiową (rys. 5.2.26).

Z analizy rozkładu stężenia Cu i szerokości strefy kryształów kolumnowych (tab. 5.1.2) wynika również, że pod koniec działania WPM lub po ustaniu wymuszonej konwekcji wzrost kryształów w strefie kolumnowej odbywa się z cieczy o większym stężeniu Cu niż w odlewach tradycyjnych (tab. 5.2.13).

Takie warunki krzepnięcia wytworzone przez WPM wiążą się z szybkim wzrostem przechłodzenia stężeniowego przed frontem krystalizacji oraz utratą jego trwałości i są przyczyną transformacji struktury kolumnowej w równoosiowa.

and the state of the second second

6. KSZTAŁT FRONTU KRYSTALIZACJI I JEGO WPŁYW NA SKUTKI DZIAŁANIA WYMUSZONEJ KONWEKCJI

Rozwijane teorie procesów odlewniczych podążają do kompleksowego ujęcia mnogości zjawisk zachodzących w odlewach podczas ich wykonywania. Opis tych zjawisk związany jest z określeniem nieustalonego pola temperatury w odlewie i w formie odlewniczej oraz wyznaczeniem kinetyki krzepnięcia wraz z określeniem strefy stało-ciekłej, która pozwala na ocenę cech mikrostrukturalnych odlewu. Istotną rolę w opisie krzepnięcia odlewów odgrywa ruch ciekłego metalu. Może on być wywołany grawitacyjnym wypełnianiem formy odlewniczej bądź wymuszeniem w wyniku działania pola magnetycznego (wymuszonej konwekcji), następnie konwekcją naturalną, spowodowaną zróżnicowaną temperaturą fazy ciekłej odlewu. Istotny wpływ na skutki działania wymuszonej konwekcji ma kształt frontu krystalizacji, który zależy od warunków termicznych i stężeniowych.

6.1. Model frontu krystalizacji

Przeprowadzone badania eksperymentalne wskazały, że przy płaskim froncie krystalizacji wpływ wymuszonej konwekcji nie powoduje zmian w strukturze odlewów z Al99,99 i Zn99,99 (por. rozdz. 5.2.1). Skuteczne oddziaływanie wymuszonego ruchu stwierdzono w odlewach z AlCu dopiero po przekroczeniu pewnej minimalnej wartości stężenia miedzi (>0,05%Cu).

Odpowiedni wzrost stężenia domieszki powoduje, przy określonych warunkach termicznych krzepnięcia, zmianę morfologii frontu krystalizacji wg schemat przedstawionego na rys. 5.2.1. Oznacza to, że zwiększanie ilości dodatku stopowego poprzez zmianę geometrii frontu krystalizacji intensyfikuje skutki oddziaływania strumienia ciekłego metalu na powierzchnię rozdziału faz i dalej na zmiany w procesie tworzenia się struktury odlewu.

Badane odlewy krzepną przy komórkowym froncie krystalizacji (rys. 6.1), a tzw. odległość międzykomórkową w strefie kryształów kolumnowych w odlewach wykonanych w WPM można przyjąć jako stałą (rys. 6.1b).

Z przeprowadzonych badań wynika również to, że im większe stężenie dodatku, tym większe różnice w rozkładzie stężenia wywołuje wymuszona konwekcja (por. rozdz. 5.2.3). Ten fakt też dowodzi, że im bardziej rozbudowany front, czyli m.in. im szersza jest strefa pomiędzy temperaturą likwidus a temperaturą solidus, tym większe oddziaływanie ma strumień ciekłego metalu skierowany wzdłuż frontu na proces krystalizacji.



Rys. 6.1. Struktura komórkowa strefy kryształów kolumnowych w odlewach z AlCu0,2 wykonanych tradycyjnie (a) i krzepnących przy wymuszonej konwekcji (b); pow. 25x

Fig. 6.1. Cell structure of columnar crystal zone in AlCu0,2 castings made traditionally (a) and solidifying at forced convection (b); magn. 25x

W celu określenia wpływu kształtu frontu krystalizacji na skutki działania wymuszonej konwekcji na szerokość strefy kryształów kolumnowych przeprowadzono analizę przepływu ciekłego metalu przy wykorzystaniu symulacji numerycznej uwzględniając rozważane w literaturze dwa modele frontu krystalizacji: model Kurza-Fishera i model paraboloidalny użyty w kryterium stabilności marginalnej Mullinsa-Sekerki [113,114].

Klasyczny model frontu krystalizacji Kurza-Fishera [113] tworzony jest przez kryształy o kształcie walca zakończonego półkulą o promieniu R (rys. 6.2). Zatem szerokość komórki lub tzw. odległość międzykomórkowa wynosi 2b=2R.



Rys. 6.2. Model komórki według W. Kurza i D. Fishera [114] Fig. 6.2. Cell model according to W.Kurz and D.Fisher [114]

Paraboloidalny front krystalizacji tworzą tzw. komórki dendrytyczne (dendryty kolumnowe), których kształt czoła odpowiada paraboloidzie, a przekrój osiowy jest parabolą o równaniu $y = bx^2$ (rys. 6.3). Promień krzywizny czoła komórki *R* równy jest wtedy:

 $R = \frac{1}{2b}$

(6.1)





Rys. 6.3. Paraboloidalny model komórki dendrytycznej [116] Fig. 6.3. Paraboloidal model of dendritic cell [116]

Ustalenie kształtu i wymiarów czoła komórki wymaga znalezienia równania paraboli tzw. "najlepszego dopasowania" i na jej podstawie można obliczyć promień R [116].

Można również wpisać koło o promieniu R w czoło komórki dendrytycznej ujawnionej w czasie krystalizacji cieczy modelowej (rys. 6.4a) lub na zgładzie metalograficznym (rys. 6.4b). Promień koła będzie równocześnie promieniem krzywizny czoła dendrytu R [117].





b)

Rys. 6.4. Teoretyczny kształt czoła komórki dendrytycznej (a) i sposób pomiaru promienia (b) [117] Fig. 6.4. Theoretical shape of dendritic cell (a) and procedure for measurement of radius (b) [117]

Uzależnienie geometrii powierzchni międzyfazowej od stężenia dodatku stopowego wymagało przyjęcia zmodyfikowanego modelu frontu krystalizacji Kurza-Fishera [114], w którym powierzchnię rozdziału tworzą komórki o elipsoidalnej powierzchni główki (rys. 6.5). Uproszczoną zależność na promień czoła kryształu *R* otrzymuje się z kryterium stabilności marginalnej Mullinsa-Sekerki [39,115]:

$$R = 2\pi \sqrt{\frac{\Gamma}{mG_c - G_T}}$$

(6.2)

(6.4)

gdzie:

Γ-współczynnik Gibbsa - Thomsona,

 G_c - gradient stężenia,

 G_T - gradient temperatury na froncie krystalizacji,

m - współczynnik kierunkowy linii likwidus

lub z pomiarów.

Front krystalizacji tworzą kryształy jak na rys. 6.5. Najistotniejszymi parametrami frontu dla symulacji są wielkości 'a' i 'b', które są równocześnie osiami elipsy.



Rys. 6.5. Model powierzchni rozdziału faz Fig. 6.5. Model of crystallisation front

Do obliczenia parametrów 'a i b' można zastosować procedury wynikające z modelu Kobayashiego na stężenie składnika stopowego w miejscu styku kryształów [106,124]. Często przyjmuje się, co potwierdzono wieloma pomiarami, że $C_R \approx C_E$ nawet dla stopów niskoskładnikowych użytych w niniejszych badaniach [39]. Stężenie C* na czole komórki definiuje funkcja Ivantsov'a [38,39]: $Iv = -Pe_c \exp(Pe_c) E_1(-Pe_c)$.

W zmodyfikowanym modelu Kurza-Fishera powierzchnia czoła dendrytu jest elipsoidą obrotową. W związku z tym dużą półoś można obliczyć z równania:

$$a = \frac{m(C^* - C_R)}{G_R} \tag{6.3}$$

a małą półoś

 $b = \sqrt{aR}$

gdzie:

- C_R stężenie składnika stopowego w miejscu styku kryształów. Przyjęto średni wynik pomiarów stężenia miedzi w stopach AlCu0,2 na granicach ziaren Cu=C_R=2,93%.
- G_s gradient temperatury w fazie stałej, wyznaczony na podstawie wyników symulacji (tab. 6.1).

Obliczenia parametru 'a i b'

1. Wyznaczenie promienia czoła komórki R

Promień czoła komórki R zmierzono na odpowiednio przygotowanym zgładzie metalograficznym. Procedura pomiaru miała następujący przebieg [137]: najpierw w odległości ok. 10 mm od powierzchni zewnętrznej wlewka wytypowano na mikrozgładzie czoło kryształu, następnie polerowano powierzchnię próbki zbierając warstwę około 5 µm i w czoło wpisywano okrąg o stosownym promieniu (rys. 6.6). Polerowanie i pomiar powtarzano do chwili, gdy czoło osiągnęło maksymalny wymiar. Następne pomiary po kolejnym polerowaniu wykazywały mniejszy promień R. Maksymalny promień wpisanego koła w czoło komórki przyjmowano za wynik pomiarów (tab. 6.1).



Rys. 6.6. Mikrostruktura odlewu z AlCu0,2 o średnicy 45 mm w strefie przemiany struktury: a) pow.25x, b) pow. 50x

Fig. 6.6. Microstructure of AlCu0,2 casting of diameter 45 mm in structure transformation zone: a) magn.25x, b) magn.50x

2. Obliczenie stężeniowej liczby Pecleta

$$Pe_{C} = \frac{R \cdot Vp_{1}}{2D}, \qquad (6.5)$$

gdzie:

R - promień krzywizny czoła komórki (z pomiarów),

Vpl - prędkość krystalizacji przyjęta z wyników symulacji (tab. 7.1, kol. 9), D - współczynnik dyfuzji (D=5,45*10⁻³mm²/s; obliczony z zależności 7.11)

3. Obliczenie stężenia na wierzcholku komórki C

C

$$= \frac{C_a}{1 + (1 - k_a)Pe_C \exp(Pe_C)E_c(-Pe_C)},$$
 (6.0

gdzie:

Co - stężenie początkowe,

ko - równowagowy współczynnik rozdziału faz,

Pec - stężeniowa liczba Pecleta,

 $E_{c}(-Pe_{c})$ - funkcja aproksymująca (wykładnicza funkcja całkowa) [133],

dla $Pe_C > 1$

$$E_{e_{c}}(-Pe_{c}) = -\frac{\exp(-Pe_{c}) \cdot \begin{bmatrix} 0,26773 + 8,63476Pe_{c} + \\ +18,05901Pe_{c}^{\dagger} + 8,57333Pe_{c}^{3} + Pe_{c}^{\dagger} \\ +18,05901Pe_{c}^{\dagger} + 8,57333Pe_{c}^{3} + Pe_{c}^{\dagger} \end{bmatrix}}{Pe_{c} \begin{pmatrix} 3,9585 + 21,09965Pe_{c} + \\ +25,63296Pe_{c}^{2} + 9,57332Pe_{c}^{3} + Pe_{c}^{\dagger} \\ +25,63296Pe_{c}^{2} + 9,57332Pe_{c}^{3} + Pe_{c}^{\dagger} \end{pmatrix}}$$

W zależności (6.6) zamiast równowagowego współczynnika rozdziału k_o przyjęto efektywny współczynnik k_{ef} , który oblicza się z równania (7.4) Szczegółową analizę założeń i stosowany przebieg obliczeń k_{ef} przedstawiono w rozdz. 7. Stężenia nominalnego C_o w równaniu (6.6) zastąpiono wynikami pomiarów rozkładu stężenia miedzi wzdłuż promienia odlewu Cu(x) (rozdz. 5.2.3) przyjmując, że $C_o = Cu(x)/k_{ef}$. W ten sposób uzależniono stężenie na wierzchołku komórki C od położenia x frontu krystalizacji w odlewie uzyskując

$$C^{*}(x) = \frac{Cu(x)}{\left[1 + \left(1 - k_{ef}\right)Pe_{c}\exp(Pe_{c})E_{i}(-Pe_{c})\right]k_{ef}},$$
(6.7)

Dane do obliczeń: kef i Cu(x) przyjęto z tab. 7.2, kol. 8 i 7. Wyniki zawarto w tab 6.1.

4. Obliczenie 'a' i 'b' z zależności (6.3) i (6.4)

Wyniki obliczeń dla warstwy odlewu od 6,1 do 12,1 mm, mierzonej od jego powierzchni zewnętrznej przedstawiono w tab. 6.1.

Tabela 6.1

Zestawienie wyników pomiarów i obliczeń dla odlewu o średnicy 45 mm z AlCu0,2 wykonanego pod wpływem WPM o indukcji B=0.015 T i V_{cm}=0.55 m/s

х	R	Vpl	Pec	Gs	C*(x)	a	b
[mm]	[mm]	[mm/s]		[K/mm]	[%]	[mm]	[mm]
6,1	0,022	0,59	1,191	7,8	0,218	0,9	0,141
7,1	0,022	0,54	1,09	6,91	0,216	1,02	0,150
8,1	0,022	0,51	1,029	6	0,217	1,18	0,161
9,1	0,022	0,52	1,05	5,03	0,221	1,4	0,175
10,1	0,022	0,55	1,11	3,88	0,226	1,82	0,200
11,1	0,022	0,61	1,231	3,1	0,228	2,27	0,223
12,1	0,022	0,71	1,433	2,46	0,229	2,86	0,251

Uzyskane wyniki geometrii frontu krystalizacji przyjęto do obliczeń numerycznych przepływu ciekłego metalu przed jego powierzchnią.

6.2. Symulacja przepływu ciekłego metalu na froncie krystalizacji przy różnych modelach frontu

W poprzednich rozdziałach przeprowadzono analizę rozkładu stężenia składnika stopowego w odlewach krzepnacych w tradycyjnych warunkach i pod wpływem wirującego pola magnetycznego, tj. przy wirowym ruchu ciekłego metalu w zależności od miejsca położenie frontu krystalizacji i od prędkości ruchu ciekłego metalu. Stwierdzono, że wymuszona konwekcja zmienia uwarunkowania tych zjawisk, doprowadzając do transformacji struktury kolumnowej w równoosiową.

W rzeczywistych warunkach krzepnięcia stopu skład tworzącej się fazy stałej jest inny w porównaniu do składu fazy ciekłej znajdującej się bezpośrednio przed frontem krzepnięcia. Spowodowane to "odrzucaniem" atomów domieszki przez front krystalizacji do fazy ciekłej. Okazuje się, że wymuszona konwekcja fazy ciekłej zmienia warunki krystalizacji w otoczeniu frontu krystalizacji, powodując utratę stateczności powierzchni rozdziału faz, w wyniku czego występuje krzepnięcie objętościowe, w którym powstają kryształy równoosiowe.

Pozostaje do wyjaśnienia, które z omawianych zjawisk są decydujące w uzyskiwaniu struktury równoosiowej; czy wyrównywanie się temperatury w fazie ciekłej, czy też zmiany w warstwie dyfuzyjnej powodowane wymuszoną konwekcją. Bezpośrednie badania ruchów ciekłego metalu są z natury rzeczy bardzo utrudnione, dlatego coraz chętniej stosowane jest numeryczne modelowanie procesu krzepnięcia, rozwijane w kierunku formułowania modeli sprzężonych [106,119,120]. Mając na uwadze powyższe, zaproponowano się model symulacji numerycznej procesu krystalizacji fazy stałej stopu dwuskładnikowego z uwzględnieniem wymuszonej konwekcji wirującym polem magnetycznym. W niniejszym rozdziale dokonano oceny pola prędkości fazy ciekłej przed frontem krystalizacji poprzez symulację numeryczną dla dwóch rodzajów frontu krystalizacji: frontu komórkowego i paraboloidalnego.

Model krzepnięcia ciekłego metalu uwzględniający wzajemny wpływ zjawisk cieplnych i przepływowych jest złożony, bowiem związany jest z rozwiązywaniem równania przewodnictwa ciepła i równań Naviera-Stokesa.

Całość zadania, tzn. zarówno równanie przewodnictwa ciepła, jak i równania Naviera-Stokesa, rozwiązano metodą elementów skończonych (MES) [121,122]. Modelowaniu poddano odlew osiowosymetryczny wykonany ze stopu AlCu.

6.2.3. Model matematyczny

Proponowany model numerycznej symulacji krzepnięcia odlewu z uwzględnieniem ruchów ciekłego metalu opiera się na rozwiązywaniu następującego układu równań różniczkowych [119-121]:

- równań Naviera-Stokesa i równania ciągłości przepływu:

$$\frac{\partial v_{\alpha}}{\partial t} = -\frac{\partial p}{\partial x_{\alpha}} + \mu \frac{\partial^2 v_{\alpha}}{\partial x_{\beta} \partial x_{\beta}} + \rho g_{\alpha} \beta (T - T_{zal}), \qquad \frac{\partial v_{\alpha}}{\partial x_{\alpha}} = 0, \tag{6.8}$$

- równania przewodnictwa ciepła z członem konwekcyjnym:

$$\frac{\partial}{\partial x_{\rho}} \left(\lambda \frac{\partial T(x_{\sigma}, t)}{\partial x_{\rho}} \right) - \rho c_{ef} \left(\frac{\partial T}{\partial t} + v_{\rho} \frac{\partial T}{\partial x_{\rho}} \right) = 0, \tag{6.9}$$

gdzie:

 ρ - gęstość [kg/m³],

 v_{α} - współrzędna prędkości przepływu metalu [m/s],

 g_{α} - współrzędna przyspieszenia ziemskiego [N/kg],

p - ciśnienie [N/m²],

T - temperatura [K],

 μ - współczynnik lepkości dynamicznej [Ns/m²],

 β - objętościowy współczynnik rozszerzalności cieplnej [1/K],

 T_{sal} - temperatura zalewania metalu[K],

c_{ef} - efektywne ciepło właściwe [J/(kgK)],

t - czas [s],

 λ - współczynnik przewodzenia ciepła [W/(mK)],

 x_{α} - współrzędna wektora położenia [m],

 $((\alpha, \beta)=1, 2)$ - zadanie dwuwymiarowe.

Dodatkowym założeniem jest przyjęcie zmiany gęstości z temperaturą. $\rho = \rho(T)$. W zaproponowanym modelu krzepnięcia źródło ciepła nie występuje jawnie w równaniu przewodnictwa, lecz znajduje się w efektywnym cieple właściwym (model pojemnościowy) [95,121].



Rys. 6.7. Przekrój poprzeczny układu odlew-kokila Fig. 6.7. Cross-section of casting-mould system



Rys. 6.8. Schemat rozważanego układu (szczegół A na rys.6.7 w powiększeniu) Fig. 6.8. Scheme of the system under consideration (element A from Fig. 6.7 magnified) Układ równań (6.8-6.9) uzupełniono warunkami początkowymi dla pól prędkości i temperatury oraz odpowiednimi warunkami brzegowymi zadanymi na powierzchniach ograniczających rozważany układ (rys. 6.8) [95,119,121].

Warunki początkowe dla pól prędkości i temperatury są następujące:

$$\mathbf{v}(\mathbf{x}_{\alpha}, t_0) = \mathbf{v}_0(\mathbf{x}_{\alpha}), \qquad T(\mathbf{x}_{\alpha}, t_0) = T_0(\mathbf{x}_{\alpha}). \tag{6.10}$$

Warunki brzegowe na wskazanych powierzchniach (rys.6.8) wynosiły: - dla prędkości:

$$\begin{aligned} v_n \Big|_{\Gamma_{i-1}} &= v_{cm}, \quad v_t \Big|_{\Gamma_{i-1}} &= v_t \Big|_{\Gamma_{3-2}} &= 0, \\ v_n \Big|_{r=0} &= 0, \quad v_t \Big|_{\Gamma_3} &= v_n \Big|_{\Gamma_3} &= 0, \quad \frac{\partial v_t}{\partial r} \Big|_{r=0} &= 0, \end{aligned}$$
(6.11)

- dla temperatury:

$$\frac{\partial T}{\partial n}\Big|_{\Gamma_{b-1}} = 0, \qquad \qquad \frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{\sigma_{b-1}} = 0, \qquad (6.12)$$

$$\frac{\partial T}{\partial n}\Big|_{\Gamma_{b-2}} = 0, \qquad \qquad \lambda_{M} \frac{\partial T_{M}}{\partial n}\Big|_{\sigma_{W}} = -\alpha_{M} \left(T_{M}\Big|_{\Gamma_{M}} - T_{\sigma}\right),$$

gdzie:

v.m - wymuszona prędkość ciekłego metalu [m/s],

 T_a - temperatura otoczenia [K],

 T_{M} - temperatura początkowa kokili [K],

 α_{M} - współczynnik wymiany ciepła między formą a otoczeniem [W/m²K], pozostałe oznaczenia jak na rys. 6.8.

Postawione zadanie rozwiązano metodą elementów skończonych [95,120,121]

6.2.2. Algorytm numeryczny (MES)

Stosując do równań Naviera-Stokesa i równania ciągłości przepływu metodę reszt ważonych otrzymuje się:

$$\int W\rho \frac{dv_{a}}{dt} d\Omega + \int W \frac{\partial \rho}{\partial x_{a}} d\Omega - \int W\mu \frac{\partial^{2}v_{a}}{\partial x_{\beta} \partial x_{\beta}} d\Omega - \int W\rho g_{a}\beta (T - T_{z})d\Omega = 0,$$

$$(6.1)$$

$$\int W \frac{\partial v_{a}}{\partial x_{\beta}} d\Omega = 0$$

gdzie: W - funkcja wagi.

Wykorzystując twierdzenie Greena [95] otrzymuje się słabą formę równań (6.13) w postaci:

o dr

(6.23)

$$\int_{\Omega} W\rho \frac{\partial v_{\alpha}}{\partial t} d\Omega + \int_{\Omega} W\rho v_{\beta} \frac{\partial v_{\alpha}}{\partial x_{\beta}} d\Omega + \int_{\Omega} W \frac{\partial p}{\partial x_{\alpha}} d\Omega - \int_{\Gamma} \mu W \frac{\partial v_{\alpha}}{\partial x_{\beta}} n_{\beta} d\Gamma + \int_{\Omega} \mu \frac{\partial W}{\partial x_{\beta}} \frac{\partial v_{\alpha}}{\partial x_{\beta}} d\Omega - \int_{\Omega} W\rho g_{\alpha} \beta T d\Omega + \int_{\Omega} W\rho g_{\alpha} \beta T_{z} d\Omega = 0.$$
(6.14)

Jak już zaznaczono, MES stosuje się w sformułowaniu Bubnowa-Galerkina, zatem funkcje wagowe (W) utożsamia się z funkcjami aproksymacyjnymi (nodalnymi) (N) (W = N). Dzieląc rozważany obszar Ω na n_e elementów skończonych oraz aproksymując funkcje (T, v, p) w elemencie skończonym funkcjami aproksymacyjnymi (N) z wykorzystaniem wartości węzłowych poszukiwanych funkcji :

$$v'_{\alpha} = v'_{\alpha}(t), \qquad p' = p'(t), \qquad T' = T'(t), \qquad N' = N'(x_{\alpha}).$$

$$v_{\alpha} = v'_{\alpha}N', \qquad p = p'N', \qquad T = T'N',$$

$$\frac{\partial v_{\alpha}}{\partial x_{\beta}} = v'_{\alpha}\frac{\partial N'}{\partial x_{\beta}}, \qquad \frac{\partial p}{\partial x_{\alpha}} = p'\frac{\partial N'}{\partial x_{\alpha}},$$

$$\frac{\partial v_{\alpha}}{\partial t} = \frac{\partial v'_{\alpha}}{\partial t}N'$$
(6.15)

otrzymano:

$$\sum_{a}^{n} \left(\int_{\Omega} \mu \frac{\partial N^{\prime}}{\partial x_{\beta}} \frac{\partial N^{\prime}}{\partial x_{\beta}} v_{\alpha}^{\prime} d\Omega + \int_{\Omega} N^{\prime} \frac{\partial N^{\prime}}{\partial x_{\alpha}} p^{\prime} d\Omega - \int_{\Omega} \rho N^{\prime} g_{\alpha} \beta T^{\prime} N^{\prime} d\Omega + \int_{\Omega} N^{\prime} \rho v_{\beta} \frac{\partial N^{\prime}}{\partial x_{\beta}} v_{\alpha}^{\prime} d\Omega \right) + \sum_{a}^{n_{a}} \left(\int_{\Omega} \rho N^{\prime} g_{\alpha} \beta T_{z} d\Omega \right) - \sum_{a}^{n_{b}} \int_{\Omega} \mu N^{\prime} \frac{\partial v_{\alpha}}{\partial x_{\beta}} n_{\beta} d\Gamma = -\sum_{a}^{n_{a}} \int_{\Omega} \rho N^{\prime} N^{\prime} \frac{\partial v_{\alpha}}{\partial t} d\Omega.$$

$$(6.16)$$

Przyjmując odpowiednie oznaczenia całek w (6.16), tj.:

$$V_{ij} = \int_{\Omega} \mu \frac{\partial N^{i}}{\partial x_{\beta}} \frac{\partial N^{i}}{\partial x_{\beta}} d\Omega, \quad M_{ij} = \int_{\Omega} \rho N^{j} N^{i} d\Omega, \qquad P_{\alpha ij} = \int_{\Omega} N^{j} \frac{\partial N^{i}}{\partial x_{\alpha}} d\Omega,$$

$$B_{\alpha ij} = \int_{\Omega} \rho g_{\alpha} \beta N^{i} N^{i} d\Omega, \qquad A_{ij} = \int_{\Omega} \rho v_{\beta} N^{j} \frac{\partial N^{i}}{\partial x_{\beta}} d\Omega, \qquad (6.17)$$

$$F_{\alpha i} = \int_{\Gamma} \mu N^{j} \frac{\partial v_{\alpha}}{\partial x_{\beta}} n_{\beta} d\Gamma, \qquad G_{\alpha i} = \int_{\Omega} \rho g_{\alpha} \beta T_{z} N^{i} d\Omega.$$

i przeprowadzając całkowanie po czasie otrzymano (dla schematu niejawnego) układ równań w postaci:

$$\begin{pmatrix} M_{y} + \Delta t V_{y} + \Delta t A_{y} \end{pmatrix}_{\alpha}^{y^{s+1}} = M_{y} v_{\alpha}^{s} - \Delta t P_{\alpha} v_{\beta}^{s+1} + \Delta t B_{\alpha} T_{\alpha}^{s+1} - \Delta t G_{\alpha}^{s+1} + \Delta t F_{\alpha}^{s+1},$$

$$P_{\alpha} v_{\beta} v_{\beta} = 0.$$

$$(6.18)$$

Wykorzystując do równania przewodnictwa ciepła (6.9) metodę reszt ważonych uzyskano:

$$\int_{\Omega} \frac{\partial}{\partial x_{\beta}} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x_{\beta}} \right) W d\Omega - \int_{\Omega} \rho c_{ef} \frac{\partial T}{\partial t} W d\Omega - \int_{\Omega} \rho c_{ef} v_{\beta} \frac{\partial T}{\partial x_{\beta}} W d\Omega = 0.$$
(6.19)

Po zastosowaniu twierdzenia Greena [95] otrzymano słabą formę w postaci:

$$\int_{\Omega} \lambda \frac{\partial W}{\partial x_{\beta}} \frac{\partial T}{\partial x_{\beta}} d\Omega - \int_{\Gamma} \lambda W \frac{\partial T}{\partial x_{\beta}} n_{\beta} d\Gamma + \int_{\Omega} \rho c_{ef} W \frac{\partial T}{\partial t} d\Omega + \int_{\Omega} \rho c_{ef} W v_{\beta} \frac{\partial T}{\partial x_{\beta}} d\Omega = 0 \qquad (6.20)$$

Dzieląc rozważany obszar na elementy skończone oraz wykorzystując zależności:

$$T' = T'(t), \qquad v_{\alpha}^{i} = v_{\alpha}^{i}(t),$$

$$T = T'N', \qquad v_{\alpha} = v_{\alpha}^{i}N'.$$

$$\frac{\partial T}{\partial x_{\alpha}} = T'\frac{\partial N'}{\partial x_{\beta}},$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T'}{\partial t}N',$$
(6.21)

równanie (6 20) sprowadza się do układu równań algebraicznych w postaci

$$\sum_{a}^{n_{e}} \left(\int_{\Omega} \lambda \frac{\partial N^{j}}{\partial x_{\beta}} \frac{\partial N^{i}}{\partial x_{\beta}} T^{i} d\Omega + \int_{\Omega_{a}} \rho c_{ef} N^{j} v_{\beta} \frac{\partial N^{i}}{\partial x_{\beta}} T^{i} d\Omega \right) - \sum_{a}^{n_{b}} \int_{\Gamma_{a}} \lambda N^{j} \frac{\partial T}{\partial x_{\beta}} n_{\beta} d\Gamma = -\sum_{a}^{n_{e}} \int_{\Omega_{a}} \rho c_{ef} N^{j} N^{i} \frac{\partial T^{i}}{\partial t} d\Omega.$$
(6.22)

Wprowadzając odpowiednie oznaczenia całek w (6.22):

$$K_{ij} = \int_{\Omega} \lambda \frac{\partial N^{j}}{\partial x_{\beta}} \frac{\partial N^{i}}{\partial x_{\beta}} d\Omega,$$

$$M_{ij} = \int_{\Omega} \rho c_{ef} N^{j} N^{i} d\Omega,$$

$$C_{ij} = \int_{\Omega} \rho c_{ef} v_{\beta} N^{j} \frac{\partial N^{i}}{\partial x_{\beta}} d\Omega,$$

$$b_{j} = \int_{\Omega} \lambda N^{j} \frac{\partial T}{\partial x_{\mu}} n_{\beta} d\Gamma.$$

przeprowadzając całkowanie po czasie oraz przyjmując schemat niejawny uzyskano:

76

$$\left(\mathcal{M}_{y} + \Delta t K_{y} + \Delta t C_{ij}\right) T_{i}^{s+1} = \mathcal{M}_{ij} T_{i}^{s} + \Delta t \mathcal{B}_{j}^{s+1}.$$
(6.24)

Wyznaczenie pola prędkości cieczy lepkiej przewodzącej ciepło sprowadza się do rozwiązania numerycznego następujących układów równań algebraicznych:

$$\begin{pmatrix} \mathcal{M}_{ij} + \Delta t V_{ij} + \Delta t A_{ij} \end{pmatrix}_{\alpha}^{s+1} = \mathcal{M}_{ij} v^{s} - \Delta t P_{ij} p_{i}^{s+1} + \Delta t B_{ij} T_{i}^{s+1} - \Delta t G_{j}^{s+1} + \Delta t F_{j}^{s+1},$$

$$P_{\alpha ij} v_{i} = 0,$$

$$(6.25)$$

$$(\mathcal{M}_{ij} + \Delta t \mathcal{K}_{ij} + \Delta t \mathcal{C}_{ij}) \mathcal{T}_i^{s+1} = \mathcal{M}_{ij} \mathcal{T}_i^s + \Delta t \mathcal{b}_j^{s+1}$$

6.2.3. Obliczenia numeryczne

Założono, że krzepnącym materiałem jest stop aluminium z miedzią. Al-Cu zawierający 0,2% Cu. Kokila wykonana jest z mieszanki grafitowej. Własności termofizyczne stopu AlCu0,2 i materiału formy zaczerpnięte z prac [70,112,119] podano w tabeli 5.2. Wymiary układu odlew-kokila były następujące: średnica zewnętrzna 59 mm, średnica wnęki 45 mm, wysokość wnęki kokili 200 mm, wysokość wlewka 180 mm (rys. 4.6). Wyniki obliczeń prezentowane są w przekroju na wysokości 70 mm od dna kokili. Rozważany wycinek przekroju pokazano na rysunku 6.8, zaznaczając najistotniejsze wymiary: d=0,059 m, d_o =0,045 m, b= 0,00025 m. W celu dokonania oceny wpływu zmiany geometrii frontu krystalizacji na rozkład prędkości ciekłego metalu obliczenia przeprowadzono dla dwóch wartości a/b=8/1 i 4/1 (tab. 6.1).

Przyjęto, że wnęka kokili wypełniona jest ciekłym metalem o temperaturze zalewania Tzal = 973 K. Początkowa temperatura kokili T_M wynosiła 300 K. Ciepło przemiany fazowej L wydzielające się pomiędzy temperaturami likwidusu T_L =931 K a solidusu T_s =928 K wynosiło 390 kJ/kg. Wymianę ciepła pomiędzy kokilą a otoczeniem modelowano warunkiem brzegowym Newtona przyjmując temperaturę otoczenia T_a =300 K, natomiast współczynnik przejmowania ciepła α_M wynosił 60 W/(m²K). Przyjęto liniową zmianę gęstości ρ i współczynnika przewodzenia ciepła λ w przedziale temperatury likwidusu i solidusu. Zmianę współczynnika lepkości dynamicznej μ z temperaturą określono według zależności podanej w pracy [123].

Własności termofizyczne stopu i kokili [39,53]											
Obszar	W/(mK)	J/(kgK)	kg/m ³								
Faza ciekła	$\lambda_L = 95$	<i>c_L</i> = 1290	$\rho_{L} = 2390$								
Faza stała	$\lambda_x = 210$	<i>c</i> _s = 1090	$\rho_{s} = 2550$								
Kokila	$\lambda_{_{M}} = 96$	$c_{M} = 1100$	$\rho_{M} = 2200$								

Tabela 6.2

Założone parametry termiczne umożliwiły obliczenie prędkości przyrostu fazy stałej, dla której powierzchnia krzepnięcia zajmowała położenie równe ls=r₀/2 po około 15 s trwania

procesu krystalizacji (linia Vp1 na rys. 5.1.13). Dla takiej prędkości przesuwania się frontu krystalizacji wyznaczono rozkłady wektorów prędkości w obszarze kontrolnym (rys. 6.8.) frontu komórkowego i paraboidalnego. Wymuszoną prędkość ruchu ciekłego metalu przyjęto równą V_{cm} =0,55 m/s. Wyniki, po osiągnięciu przez front odległości l_S=r₀/4 i l_S=r₀/2 od powierzchni zewnętrznej odlewu, prezentują kolejne rysunki [138].

6.2.3.1. Front komórkowy



Rys. 6.9. Wektory prędkości [m/s] w pobliżu frontu krystalizacji po zakrzepnięciu warstwy na odległość $I_s = r_c/4$ od powierzchni odlewu (a); powiększony obszar w pobliżu frontu krystalizacji (b); front komórkowy Kurza-Fishera

Fig. 6.9. Velocity vectors [m/s] near crystallization front after solidification of a layer on the distance l_s=r_o/4 from casting surface (a); magnified area near crystallization front (b); Kurz-Fisher cell front







Rys. 6.11. Wektory prędkości [m/s] w pobliżu frontu krystalizacji przy warstwie zakrzepłej o szerokości 1s=r,/2 (a); powiększony obszar w pobliżu frontu krzepnięcia (b); front komórkowy Kurza-Fishera

Fig. 6.11. Velocity vectors [m/s] after solid phase solidification of width ls=ro/2 (a); (magnified area near crystallization front); Kurz-Fisher cell front





6.2.3.2. Front paraboloidalny



Rys. 6.13. Wektory prędkości [m/s] w pobliżu frontu krystalizacji przy szerokości warstwy zakrzepłej ls=ro/4 (a); powiększony obszar w pobliżu frontu krzepnięcia (b); paraboloidalny iront krystalizacji;a:b=4:1 Fig. 6.13. Velocity vectors [m/s] near crystallisation front at solid phase width ls=r_c/4 (a); paraboloidal crystallisation front; a:b=4:1, magnified area near solidification front (b)

81





Rys. 6.14. Wektory prędkości [m/s] po zakrzepnięciu warstwy ls=r_/4; paraboloidalny front krystalizacji; a:b=8:1; (powiększony obszar w pobliżu frontu krzepnięcia)

Fig. 6.14. Velocity vectors [m/s] at solidified layer width l_s=r_o/4 (a); paraboloidal crystallisation front; a;b=8:1, magnified area near crystallisation front (b)



Rys. 6.15. Izolinie temperatury po zakrzepnięciu warstwy o szerokości $I_s = r_0/4$; paraboidalny front krystalizacji Fig. 6.15. Temperature isolines after solidification of layer $I_s = r_0/4$: paraboidal crystallisation front





Rys. 6.16. Wektory prędkości [m/s] w pobliżu frontu krystalizacji przy szerokości warstwy zakrzepiej 1_S=r_o/2 (a); powiększony obszar w pobliżu frontu krystalizacji (b); paraboloidalny front krystalizacji; a:b=4:1
Fig. 6.16. Velocity vectors [m/s] at solidified layer width 1_S=r_o/2 (a); magnified area near crystallisation front (b); paraboloidal crystallisation front; a;b=4:1,



Rys. 6.17. Wektory prędkości [m/s] po narośnięciu fazy stałej l_s=r_o/2; paraboloidalny front krystalizacji: a:b=8:1; (powiększony obszar w pobliżu frontu krzepniecia)

Fig. 6.17. Velocity vectors [m/s] after solid phase growth l_s=r_o/2; paraboloidal crystallisation front; a:b=8:1 (magnified area near crystallisation front)



Rys. 6.18. Izolinie temperatury przy szerokości warstwy zakrzeplej $l_s=r_0/2$; paraboidalny front krystalizacji Fig. 6.18. Temperature isolines after solid phase solidification $l_s=r_0/2$; Kurz-Fisher cell front

6.2.4. Podsumowanie

Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono, że składnik domieszki może być zabierany z czoła frontu rozważanej komórki i zawracany na komórkę poprzedzającą w kierunku przeciwnym do kierunku wymuszenia ruchu cieczy. Większa prędkość ciekłego metalu od strony napływu cieczy (rys. 6.13, 6.17) wywołuje zmniejszenie grubości warstwy dyfuzyjnej i z tej strony czoła kryształu występuje intensywniejsze konwekcyjne odsyłanie domieszki. Powoduje to zubożenie ciekłego metalu w składnik stopowy na czole komórki od strony napływu cieczy, a wzbogacenie warstwy dyfuzyjnej na czole komórki poprzedzającej po stronie przeciwnej napływu fazy ciekłej. Objawia się to mniejszym stężeniem miedzi w kryształach kolumnowych od strony napływu ciekłej fazy (rys. 6.19). Ta asymetria jest przyczyną wzrostu komórek z tendencją kierowania się w stronę przeciwną do makroskopowego kierunku wymuszenia ruchu fazy ciekłej (rys. 6.1b). Zjawisko to stwierdzono w badaniach doświadczalnych [40,41,59,60,89,92]. Tendencja taka występuje zarówno dla frontu komórkowego, jak i paraboloidalnego. Front złożony z paraboloidalnych końcówek kryształów jest bliższy rzeczywistej geometrii powierzchni rozdziału Tym bardziej cenne są wyniki symulacji dla tego modelu frontu krystalizacji. Pokazuja one dużo wieksze zmiany pola predkości niż dla frontu komórkowego, bowiem obszar zawirowania fazy ciekłej jest tutaj większy niż obszar zawirowania w przypadku frontu komórkowego (rys.6.9, 6.11 i 6.13, 6.14, 6.16, 6.17). Zmiana geometrii paraboloidalnego frontu krystalizacji





Rys. 6.19. Rozkład stężenia miedzi w kryształach kolumnowych w odlewach z AlCu0,2 : tradycyjnych (a) i wykonanych pod wpływem WPM o indukcji B=0,035 T (V_{cm}=1,15 m/s) (b)

Fig. 6.19. Copper concentration distribution in columnar crystals in AlCu0,2 castings: traditional (a), and solidifying at velocity of liquid metal in a mould V_{cm} =1,15 m/s (induction RMF B=0,035 T) (b)

(wzrost a/b z 4/1 na 8/1) powoduje zmniejszenie różnicy w rozkładzie i wielkości wektorów prędkości cieczy (rys. 6.13a i 6.14, 6.16a i 6.17). Zmniejszenie prędkości powoduje ograniczenie lub zanik konwekcyjnego odsyłania składnika stopowego z powierzchni rozdziału w końcowym etapie wzrostu kryształów kolumnowych, w tzw. strefie przemiany struktury (rys. 5.2.26). Można również przypuszczać, że większy udział w zmniejszaniu szerokości strefy kryształów kolumnowych, przy bardziej rozwiniętym froncie (większy stosunek a:b), mają skutki erozyjnego oddziaływania wymuszonej konwekcji na powierzchnię rozdziału.

10.00

7. MODEL KRZEPNIĘCIA ODLEWU W WPM

W pracy rozważa się wpływ zmian w warunkach krzepnięcia odlewu wywołanych przez wymuszoną wirującym polem magnetycznym konwekcję na szerokość strefy kryształów kolumnowych, a w szczególności na możliwość ograniczenia jej rozmiarów.

Wymuszony ruch ciekłego metalu powoduje równocześnie zmiany w warunkach oddawania ciepła przez odlew oraz zmiany w rozkładzie dodatku stopowego. Wyniki badań dowodzą, że wielkość zmian zależy od indukcji pola magnetycznego B, czyli od prędkości ciekłego metalu przed frontem krystalizacji V_{cm}.

Z porównania skutków oddziaływania WPM w odlewach z Al99,99 i AlCu0,05 – 0,5 wynika, że sama tylko zmiana w warunkach cieplnych krzepnięcia, wywołana przez wymuszony ruch ciekłej fazy, nie wystarcza do zajścia przemiany struktury kolumnowej w równoosiową. Zatem same zmiany w warunkach termicznych wywołane przez WPM nie są w stanie spowodować zmniejszenia szerokości strefy kryształów kolumnowych (rozdz. 4.1 i 4.2).

Do wywołania przemiany struktury kolumnowej w równoosiową konieczna jest odpowiednia ilość dodatku stopowego, przy której wymuszony ruch metalu spowoduje inne od tradycyjnego jego rozłożenie w odlewie. Dopiero wówczas w połączeniu ze zmienionymi warunkami termicznymi ulegnie zmianie trwałość frontu krystalizacji, która spowoduje zanik krystalizacji kierunkowej odlewu.

Z powyższych uwag można wysnuć wniosek, że ważniejszą rolę w tworzeniu warunków przemiany struktury odgrywa rozkład stężenia dodatku stopowego niż zmiany w warunkach oddawania ciepła.

Analiza warunków termicznych krzepnięcia odlewu pod wpływem WPM dowodzi, że bardzo istotne dla efektów stosowania pola są warunki wytworzone tuż po zakończeniu jego działania.

Na podstawie wyników badań wyznaczono zależności do obliczania szerokości strefy kryształów kolumnowych, w których ujęto rozważane w pracy wielkości reprezentujące trzy warunki procesu krzepnięcia odlewu w WPM

$$I = 10,57 + \frac{4,41}{V_{ex}} - 7,54 \cdot C_o - 0,353 \cdot G_T \big|_{20s}$$
(7.1)

$$P = 11,21 + \frac{109,68}{B} - 7,54 \cdot C_o - 0,351 \cdot G_T|_{20s}$$
(7.1a)

lub

$$T = 10,32 + \frac{3,76}{V_{cm}} - 7,54 \cdot C_o - 0,0629 \cdot \delta T\big|_{20s}$$
(7.2)

$$l = 10,86 + \frac{93,51}{B} - 7,54 \cdot C_o - 0,0622 \cdot \delta T\big|_{20s}$$
(7.2a)

gdzie:

działania WPM.

 C_o – stężenie nominalne składnika stopowego,

V_{cm}- wymuszona prędkość ciekłego metalu w formie,

B - wartość indukcji magnetycznej pola mierzona na powierzchni wewnętrznej formy,

 G_T – gradient temperatury na froncie krystalizacji w chwili zakończenia działania WPM, δT – różnica temperatury pomiędzy osią a powierzchnią zewnętrzną w chwili zakończenia

Tabel	a	7	1

(7.3)

	Parametry	statystyczne	równań	7.	1 - 1	7.2	
--	-----------	--------------	--------	----	-------	-----	--

Nr	Współczynnik	Test	Test W	Odchylenie	Wartość			
równania	korelacji R	Fischera F		standardowe SD	średnia <i>l</i> [mm]			
6.1	0,925	55,6	6,29	1,26	13,63			
6.1a	0,926	56,2	6,34	1,26	13,63			
6.2	0,922	53,10	6,04	1,28	13,63			
6.2a	0,923	53,62	6,09	1,28	13,63			

Zależności (7.1) i (7.2) nie pokazują, jakie warunki należy spełnić, aby wystąpiła przemiana struktury kolumnowej w równoosiową. Można jednak na ich podstawie określić szerokość strefy kryształów kolumnowych nie tylko w zakresie zmienności parametrów odlewania stosowanych w badaniach, ale również dla odlewów krzepnących w innych warunkach [133].

Z analizy zmian stężenia (rozdz. 5.2.3) wynika, że odpowiednio duże różnice w rozkładzie miedzi we wlewkach krzepnących przy wymuszonej konwekcji fazy ciekłej mogą być przyczyną przemiany struktury kolumnowej w równoosiową. Takie zmiany w stężeniu występują wówczas, gdy strumień ciekłego metalu przed frontem krystalizacji ma odpowiednio dużą prędkość, czyli należy spełnić warunek kinetyczny dotyczący ruchu ciekłego metalu $\{V_{cm}>(V_{cm})min\}$ Jednak spełnienie warunku kinetycznego wywołuje zmiany w warunkach oddawania ciepła przez odlew, czyli zmieniają się warunki termiczne krzepnięcia, chociaż te zmiany są niewielkie (rozdz. 5.1). Zatem postawiona w pracy teza została udowodniona, ale pełna analiza krzepnięcia odlewu przy wymuszonej przez WPM konwekcji wymaga łącznego rozważania wszystkich warunków krzepnięcia i ich wzajemnej korelacji.

Wszystkie te warunki są ujęte w stężeniowym kryterium trwałości frontu krystalizacji (5.1). Jego wykorzystanie wymaga jednak innego ujęcia rozdziału dodatku na froncie krystalizacji. W pierwotnej wersji kryterium występuje stężenie nominalne C_o i równowagowy współczynnik rozdziału k_o [39] lub w zmodyfikowanej, przeznaczonej dla odlewów krzepnących przy częściowym mieszaniu konwekcyjnym [125], również Co i efektywny współczynnik rozdziału obliczany z zależności

$$= \frac{\kappa_o}{k_o + (1 - k_o) \cdot \exp(-\frac{V \cdot \delta_o}{D_i})}$$

gdzie:

 k_o – równowagowy współczynnik rozdziału,

V - prędkość krystalizacji,

 δ_c – szerokość warstwy dyfuzyjnej,

 D_L – współczynnik dyfuzji w fazie ciekłej.

W obu wersjach tego kryterium nie ma odniesienia do rzeczywistych warunków stężeniowych panujących w danym miejscu w odlewie przy przesuwającej się powierzchni rozdziału faz.

W niniejszej pracy wykorzystano efektywny współczynnik rozdziału k_{ef} , który oblicza się z przekształconej zależności (7.4) na stężenie domieszki w fazie stałej C_s [37-39]

do postaci

$$C_o (1-g_s)^{k_o-1}$$

(7.4)

(7.5)

$$Cu(x) = k_{ef}(x) \cdot C_o^* \cdot [1 - g_s(x)]^{k_{ef}(x) - 1}$$

gdzie:

Cu(x) – stężenie miedzi we wlewku w odległości x od jego powierzchni zewnętrznej (aproksymowane wyniki pomiarów z rozdziału 5.2.3 i tab. 7.2, 7.3),

 $k_{ef}(x)$ – efektywny współczynnik rozdziału zależny od miejsca w odlewie (położenia frontu), $g_s(x)$ – udział fazy stałej wynikający z grubości warstwy zakrzepłej,

 C_{0}^{*} - suma średniego stężenia miedzi i zanieczyszczeń w stopie [67,111,135]

 $C_r = k_o$

$$C_{o}^{*} = \frac{1}{n_{o} - x_{i+1}} \sum_{x = x_{o+1}}^{\infty} Cu(x_{i})$$
(7.6)

Dodanie do C_{\bullet}^{*} sumy dodatków śladowych (zanieczyszczeń) jest wynikiem stwierdzonego ich wpływu na strukturę odlewów krzepnących pod działaniem pola magnetycznego [41,42]. Tę różnice, widać w efektach działania pola w odlewach z Al99,99 i Al99,7 [2]. Nie można w nich rozróżnić wpływu na strukturę pojedynczych składników, ale sumaryczne oddziaływanie w odlewach z Al99,7 jest oczywiste.

Obliczany z zależności (7.5) współczynnik rozdziału $k_{ef}(x)$ wiąże kryterium stężeniowe z położeniem frontu krystalizacji w odlewie poprzez wartość Cu(x) określaną wzdłuż promienia wlewka. Na tej podstawie można, z pewnym przybliżeniem, określić szerokość strefy kryształów kolumnowych przyjmując założenie, że utrata trwałości frontu wyznacza miejsce przemiany struktury kolumnowej w równoosiową, czyli granicę pomiędzy krzepnięciem kierunkowym a objętościowym. Takie uproszczenie można przyjąć zakładając, że w odlewie rzeczywistym nie występuje przejście przez kolejne rodzaje frontu krystalizacji. Oznacza to, że w badanych jednofazowych stopach, przy małym stężeniu składnika stopowego oraz danych warunkach termicznych krzepnięcia, następuje przejście ze struktury komórkowej do równoosiowej.

Struktura kolumnowa w stopach o niskim stężeniu domieszki, bez względu na rodzaj tworzących ją kryształów – komórki czy komórki dendrytyczne – powstaje przy makroskopowo płaskim froncie krystalizacji [48,50,53,78]. Zatem do analizy tworzenia strefy kryształów kolumnowych i określania jej szerokości z wystarczającą dokładnością można zastosować stężeniowe kryterium trwałości frontu krystalizacji, przyjmując makroskopowo płaską powierzchnię międzyfazową i zakładając, że możliwe zniekształcenia na froncie pozostają bez wpływu na makroskopowy rozdział domieszki wzdłuż promienia wlewka i warunki przypływu ciepła.

Dla potwierdzenia słuszności przyjętych założeń, nieodzowna w tej analizie jest znajomość położenia frontu krystalizacji tuż po zakończeniu działania WPM (tab. 5.1.2). Bardzo istotny jest również stosunek czasu działania $t_o=20$ s WPM do całkowitego czasu krzepnięcia odlewu t_c . Okazuje się, że w odlewach krzepnących z temperatury zalewania 973 K stosunek $t_o/t_c\approx 20/24$, czyli do końca krzepnięcia odlewu pozostało około 4 s (4,2% czasu całkowitego). Przy krzepnięciu odlewów z temperatury zalewania 1023 K ten stosunek jest dużo mniejszy (20/45), a do końca krzepnięcia odlewu pozostało aż 55,6% czasu. Stąd bardzo istotne jest w tych odlewach, jakie warunki termiczne i stężeniowe ustalą się po zakończeniu

działania WPM. Na tej podstawie można ustalić, znając warunki termiczne i stężeniowe na froncie krystalizacji, dalszy przebieg wzrostu kryształów kolumnowych lub stwierdzić, że już występuje w odlewie krzepnięcie objętościowe przy nieciągłym froncie i tworzą się kryształy równoosiowe.

Badania wykazały, że poza odlewami z próby A6, we wszystkich pozostałych wlewkach strefa kryształów kolumnowych tworzy się w czasie krótszym niż czas działania pola magnetycznego (rys. 5.1.10).

Przykład odlewów z próby A6 (tab. 5.2.3) pokazuje, że mimo stosowania WPM nie można uzyskać w tych warunkach odlewania (Tzal=1023 K i V_{cm} =0,55 m/s) wyraźnego zmniejszenia szerokości strefy kryształów kolumnowych. Wynika to właśnie ze stosunkowo małych zmian w stężeniu Cu (tab. 5.2.6, rys. 5.2.20) i w warunkach oddawania ciepła (rozdz. 5.1), co powoduje, że odlew krzepnie dalej kierunkowo i powiększa się strefa kryształów kolumnowych.

Oczywiście, trudno jest precyzyjnie ustalić miejsce całkowitego zahamowania wzrostu kryształów kolumnowych, jednak z pewnym przybliżeniem, wystarczającym dla praktyki odlewniczej, można wyznaczyć rozmiary strefy kolumnowej / i prognozować jej szerokość poprzez analizę stężeniowego kryterium trwałości frontu krystalizacji w korelacji z warunkami krzepnięcia odlewu przy wymuszonej konwekcji. Z badań metalograficznych wiadomo (tab. 5.2.3), że dla stopów AlCu0,2 szerokość strefy kryształów kolumnowych przy skutecznym działaniu pola w zależności od warunków odlewania zmienia się od 10,89 do 13,8 mm, poza przypadkiem odlewów z próby A6, gdzie szerokość strefy kryształów kolumnowych wynosiła ok. 17,8 mm.

Zatem analiza wymaga śledzenia zmieniających się warunków krystalizacji od powierzchni zewnętrznej odlewu do miejsca przemiany struktury kolumnowej w równoosiową lub tylko w strefie przemiany struktury, która pokrywa się ze wzrostem stężenia miedzi w tzw. strefie przejścia (rozdz. 5.2.3, rys. 5.2.25).

Wyniki badań dowodzą, że wymiary strefy kryształów kolumnowych zależą od tego, jak długo w krzepnącym odlewie utrzymują się stabilne warunki wzrostu kryształów kolumnowych [2,3,112,130,133-135]. Z tego wynika, że w odlewach tradycyjnych istotniejsze są warunki stabilności frontu niż prędkość jego przemieszczania.

W celu dokonania analizy tworzenia się strefy kryształów kolumnowych konieczne jest uzależnienie wszystkich lub tych ważniejszych parametrów procesu krzepnięcia od położenia frontu krystalizacji, czyli od określonego miejsca w odlewie. Wówczas, korzystając z przystosowanego do rozważanych warunków, kryterium trwałości frontu w postaci

 $G_{\tau}(\mathbf{x}) \ge m \cdot G_{c}(\mathbf{x}) \tag{7.7}$

gdzie:

 $G_T(x)$, $G_C(x)$ – gradient odpowiednio temperatury i stężenia miedzi na froncie krystalizacji w odległości x od powierzchni zewnętrznej odlewu,

m – współczynnik kierunkowy nachylenia linii likwidus

można dokonać oceny stabilności frontu krystalizacji.

Gradient temperatury $G_T(x)$ wyznaczono na podstawie wyników symulacji (rozdz. 4), a gradient stężenia dodatku stopowego na froncie krystalizacji $G_C(x)$ obliczono na podstawie zależności (7.8) [38] uzależniając ją od położenia i warunków krystalizacji panujących na powierzchni rozdziału faz

$$G_{C}(\mathbf{x}) = \frac{V(\mathbf{x}) \cdot C^{*}(\mathbf{x})}{D_{L}} \cdot \left[1 - k_{qf}(\mathbf{x})\right]$$
(7.8)

89

gdzie: V(x) - prędkość krystalizacji,

 $C^*(x)$ - stężenie składnika stopowego na froncie krystalizacji,

D_L - współczynnik dyfuzji miedzi w ciekłym aluminium,

 $k_{ef}(x)$ – efektywny współczynnik rozdziału obliczany z zależności (7.5).

W zależności (7.8) zamiast wielkości stężenia C'(x), dla pośredniego określenia jego zmian na froncie krystalizacji, wykorzystuje się wyniki pomiarów stężenia Cu(x) w fazie stałej.

Faza ciekła w czasie działania WPM podłega całkowitemu wymieszaniu i stąd można przyjąć za [78,124,125], że stężenie na froncie krystalizacji jest w przybliżeniu równe średniemu stężeniu ciekłego metalu daleko od powierzchni rozdziału. Takie warunki rozdziału stężenia na froncie znajdują potwierdzenie w rozkładzie stężenia miedzi w strefie kryształów kolumnowych w odlewach krzepnących przy wymuszonym ruchu ciekłego metalu, gdzie stężenie dodatku stopowego jest zawsze niższe niż w odlewach krzepnących tradycyjnie (rozdz. 5.2.3). Świadczy to o całkowitym wymieszaniu cieczy i stąd niewielkiej różnicy stężenia miedzi w fazie stałej i ciekłej. Przy takich warunkach na froncie, mniejsze stężenie Cu w fazie stałej jest wynikiem krystalizacji odlewu z ciekłego metalu o mniejszym stężeniu domieszki na powierzchni rozdziału będącym również skutkiem bardzo małej warstwy dyfuzyjnej (rys. 5.2.28).

W związku z powyższym stężenie na froncie można wyrazić

$$C(x) = Cu(x)/k_{ef}$$
(7.9)

Podstawiając (7 9) do (7.7) i dalej do (7.8) otrzymuje się

$$\widetilde{D}_{T}(\mathbf{x}) \le m \cdot \frac{V(\mathbf{x}) \cdot Cu(\mathbf{x})}{D_{L} \cdot k_{ef}(\mathbf{x})} \cdot \left[1 - k_{ef}(\mathbf{x})\right]$$
(7.10)

Spełnienie powyższej nierówności oznacza, że krzepnięcie odlewu przebiega przy niestabilnym froncie krystalizacji, a przede wszystkim przed frontem istnieją warunki do powstawania zarodków w cieczy w wyniku przechłodzenia stężeniowego. W tych warunkach możliwe jest też powstawanie dodatkowych zarodków będących skutkiem erozyjnego działania strumienia ciekłego metalu na front krystalizacji i procesów związanych z mechanizmami rozmnażania kryształów przy wymuszonym ruchu cieczy poprzez dyspersję i koagulację oraz dalszy ich rozrost w przechłodzonej cieczy [40,58,59,72,115]. Wszystkie te uwarunkowania prowadzą do zatrzymania krzepnięcia kierunkowego kryształów kolumnowych. Potwierdzeniem słuszności przyjętych założeń będzie zgodność miejsca utraty trwałości frontu krystalizacji z wynikami pomiarów szerokości strefy kryształów kolumnowych.

Dane do obliczeń zestawiono w tab. 7.2 i 7.3. Analizę przeprowadzono dla stopu AlCu0,2, a jej graficzną interpretację przedstawiono na rys. 7.1 – 7.7. W obliczeniach przyjęto stały współczynnik kierunkowy m=2,6 K/% [105]. Przyjęcie stałego m uzasadnia niewielka zmiana jego wartości wynikająca z zakresu zmian stężenia miedzi badanych stopów. Współczynnik dyfuzji uzależniono od temperatury zalewania obliczając jego wartość ze wzoru Arrheniusa

$$= D_o \cdot \exp(-\frac{Q}{R \cdot T}) \tag{7.11}$$

gdzie:

 D_o – współczynnik proporcjonalności (dla stopów AlCu; $D_o=1,1*10^7 \text{ m}^2/\text{s}$ [96],

D

O – energia aktywacji procesu dyfuzji (dla stopów AlCu; O=23800 J/mol [96],

R – stała gazowa, T – temperatura.

Przy temperaturach zalewania 973 K i 1023 K, przyjęty do obliczeń współczynnik dyfuzji dla fazy ciekłej wynosił odpowiednio 5,453*10⁻⁹ i 5,898*10⁻⁹ m²/s.

Kolumny 2, 7, 12, 17 w tab. 7.2 i 7.3 zawierają wartości stężenia miedzi po aproksymacji W kolumnach 3, 8, 13, 18 podano wartości efektywnego współczynnika rozdziału k_{ef} wyznaczanego z zależności (7.5), a w kolumnach 4, 9, 14, 19 przedstawiono wartości prędkości krystalizacji obliczone na podstawie wyników symulacji krzepnięcia (rys. 5.2.13 i 5.2.14).



Rys. 7.1. Porównanie warunków termicznych (G_T) i stężeniowych (mG_c) oraz miejsce utraty trwałości frontu (UTF) krystalizacji w odlewie tradycyjnym z AlCu0,2 (Tzal=973 K); *l*=18,76 mm dla próby A17

Fig. 7.1. Comparison of thermal (G_T) and concentration (mG_c) conditions and place of crystallisation front durability end (UTF) in traditional AlCu0,2 casting (pouring temp. Tzal=973 K). *l*=18,76 mm for Al7



- Rys. 7.2. Porównanie warunków termicznych (G_T) i stężeniowych (mG_c) oraz miejsce utraty trwałości frontu (UTF) krystalizacji w odlewie wykonanym w WPM o indukcji B=0,015 T (V_{cm}=0,55 m/s) z AlCu0,2 (Tzal=973 K); *l*=13,8 mm dla próby A18
- Fig. 7.2. Comparison of thermal (G_T) and concentration (mG_c) conditions and place of crystallisation front durability end (UTF) in AlCu0,2 castings made under rotating magnetic field influence with induction B=0,015 T (V_{cm}=0.55 m/s); (pouring temp. Tzal=973 K). *l*=13,8 mm for A18

Dane do obliczeń i wyniki analizy stabilności frontu krystalizacji w odlewach krzepnących z Tzal=973 K

	Odlewy tradycyjne; <i>l</i> =18,76 mm						Odlewy wykonane w WPM przy					Odlewy wykonane w WPM przy					Odlewy wykonane w WPM przy					
	próby A17					V _{cm} =0,55 m/s; <i>l</i> =13,8 mm; pr. A18					V _{cm} =0,89 m/s; <i>l</i> =12,62 mm; pr.A19					V _{cin} =1,15 m/s; <i>l</i> =12,0 mm; pr. A20						
х	Cu(x)	k _{ef}	Vbp	mG _c	GT	Cu(x)	k _{ef}	Vpl	mG _C	GT	Cu(x)	k _{ef}	Vp2	$mG_{\rm C}$	GT	Cu(x)	k _{ef}	Vp3	mG _C	GT		
	%		mm/s	K/mm	K/mm	%		mm/s	K/mm	K/mm	%		mm/s	K/mm	K/mm	%		mm/s	K/mm	K/mm		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21		
0,1	0,197	0,887	2,90	30,55	32,2	0,197	0,887	1,49	15,71	30,7	0,200	0,913	1,32	10,80	29,5	0,198	0,864	1,21	15,48	27,8		
1.1	0,200	0,901	2,43	22,73	27	0,197	0,887	1,27	13,38	24,3	0,196	0,896	1,12	10,85	22,5	0,195	0,847	1,03	14,51	21,7		
2,1	0,202	0,913	1,85	15,40	22,8	0,196	0,882	1,08	11,74	19,88	0,194	0,887	0,95	9,86	18,8	0,192	0,836	0,88	13,04	17,79		
3,1	0,205	0,924	1,38	10,14	19,4	0,194	0,873	0,89	10,35	16,6	0,192	0,879	0,79	8,70	15	0,190	0,826	0,73	11,33	14,65		
4,1	0,207	0,933	0,98	6,47	17,2	0,193	0,869	0,78	9,28	14,4	0,190	0,869	0,69	8,08	13,3	0,187	0,814	0,63	10,38	12,68		
5,1	0,208	0,940	0,67	3,99	15	0,192	0,864	0,67	8,22	12,4	0,187	0,855	0,59	7,58	11,13	0,185	0,804	0,54	9,28	11		
6,1	0,209	0,945	0,43	2,36	13,3	0,191	0,860	0,59	7,44	11,3	0,186	0,851	0,52	6,82	9,93	0,182	0,794	0,48	8,49	9,6		
7.1	0,210	0,948	0,26	1,34	12	0,19	0,855	0,54	6,97	10,2	0,185	0,844	0,48	6,46	8,9	0,182	0,793	0,44	7,79	8,6		
8,1	0,211	0,950	0,15	0,74	10,8	0,19	0,855	0,51	6,67	9,4	0,185	0,847	0,45	6,09	8,1	0,183	0,796	0,42	7,35	7,8		
9,1	0,211	0,950	0.09	0,45	9,4	0,191	0,860	0,52	6,56	8,7	0,191	0,873	0,46	5,26	7,4	0,190	0,825	0,42	6,60	7,1		
10,1	0,210	0,948	0,08	0,39	9	0,203	0,914	0,55	4,55	7,9	0,204	0,925	0,49	3,50	6,7	0,203	0,884	0,45	5,00	6,3		
11,1	0,209	0,944	0,10	0,57	7,8	0,208	0,936	0,61	3,89	7,11	0,209	0,931	0,55	3,65	5,8	0,208	0,905	0,50	4,67	5,51		
12,1	0,208	0,938	0,16	0,98	7,5	0,208	0,937	0,71	4,39	6,81	0,209	0,929	0,64	4,39	5.41	0,208	0,906	0,57	5,30	5,21		
13,1	0,206	0,931	0,25	1,66	6,8	0,207	0,934	0,82	5,35	6,6	0,209	0,930	0,75	5,04	5,31	0,207	0,903	0,67	6,36	5		
14,1	0,204	0,922	0.35	2,66	6,6	0,207	0,932	0,97	6,48	6,7	0,208	0,933	0,89	5,69	5,31	0,207	0,901	0,79	7,63	5,1		
15,1	0,202	0.911	0,47	3,99	6,4	0,207	0,932	1,15	7,66	6,6	0,208	0,937	1,05	6,37	5,63	0,207	0,901	0,93	9,01	5		
16,1	0,199	0,898	0,59	5,69	6,7	0,207	0,934	1,35	8,73	6,6	0,209	0,941	1,23	7,07	5,83	0,207	0,903	1,10	10,40	5,2		
17,1	0.196	0,883	0,72	7,72	6,8	0,209	0,939	1,62	9,75	6,8	0,210	0,947	1,48	7,66	6,03	0,209	0,908	1,32	11,94	5,4		
18,1	0,192	0,867	0,83	10,04	6,8	0,210	0,947	1,84	9,76	6,9	0,211	0,956	1,68	7,30	6,13	0,210	0,916	1,50	12,57	5,5		
19.1	0,188	0,849	0,93	12,53	7	0,213	0,957	2,13	9,15	7	0,214	0,965	1,95	6,78	6,23	0,213	0,926	1,73	12,91	5,6		
20,1	0,184	0,829	1,01	15,04	7,1	0,216	0,971	2,45	7,24	7,1	0,215	0,975	2,23	5,71	6,33	0,215	0,936	1,99	12,98	5,7		

x - odległość od powierzchni zewnętrznej odlewu

Tabela 7.3

Dane do obliczeń i wyniki analizy stabilności frontu krystalizacji w odlewach krzepnących z Tzal=1023 K

	Odlewy	tradycy	/jne; /=	20,3 mm	1	Odlewy wykonane w WPM przy					Odlewy	wykon	ane w $l=12.0$	WPM p	rzy A5	Odlewy wykonane w WPM przy				
v	Cu(x)	40p	Vhn	mGa	Gr	$V_{cm} = 0, 3$ Cu(x)	k .	Vn1	mG _G	Gr	Cu(x)	k.c	Vn2	mG _C	Gr	Cu(x)	k.	Vn3	mGc	GT
^	Cu(A)	net	mm/s	K/mm	K/mm	%	-ei	mm/s	K/mm	K/mm	%		mm/s	K/mm	K/mm	%		mm/s	K/mm	K/mm
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
0.1	0,200	0,906	2,45	20,33	22.5	0,200	0,903	0,99	8,49	22,3	0,197	0,882	0,98	10,05	22	0,201	0,896	0,89	8,14	22,2
1,1	0,204	0,921	1,99	14,12	19,4	0,196	0,887	0,86	8,43	19	0,195	0,873	0,84	9,16	18	0,197	0,878	0,75	8,01	17,6
2,1	0,206	0,933	1.59	9,65	16,5	0,194	0,879	0,74	7,68	16,1	0,192	0,859	0,71	8,48	15,2	0,192	0,855	0,64	7,83	14,5
3,1	0,209	0,943	1,25	6,54	14,4	0,194	0,876	0,63	6,72	13,7	0,191	0,853	0,60	7,41	13,2	0,188	0,841	0,54	7,17	12,7
4,1	0.210	0,950	0,95	4,42	12,8	0,193	0,872	0,54	5,87	12	0,189	0,844	0,51	6,61	11,3	0,186	0,831	0,46	6,41	10,7
5,1	0,211	0,954	0.71	3,03	11,2	0,193	0,872	0,46	5,03	10,6	0,188	0,839	0,44	5,85	10,1	0,184	0,821	0,40	5,76	9,5
6,1	0,211	0,956	0,51	2,11	9,8	0,193	0,874	0,40	4,27	9,1	0,186	0,834	0,39	5,29	8,6	0,183	0,816	0,35	5,19	8
7,1	0,211	0,955	0,35	1,50	8,7	0,195	0,883	0,35	3,49	8,1	0,186	0,832	0,35	4,87	7,6	0,182	0,814	0,32	4,77	7
8,1	0,210	0,951	0.24	1,08	7,7	0,200	0,905	0,31	2,63	7	0,188	0,841	0,34	4,46	6,5	0,185	0,825	0,31	4,37	5,9
9,1	0,209	0,944	0,16	0,81	7	0,203	0,918	0,30	2,17	6,3	0,201	0,900	0,34	3,04	5,4	0,196	0,877	0,31	3,28	4,8
10,1	0,207	0,935	0,11	0,65	6,5	0,204	0,923	0,30	2,05	5,5	0,213	0,952	0,36	1,64	4	0,214	0,955	0,33	1,38	3,4
11,1	0,204	0,923	0,09	0,65	6.2	0,205	0,926	0,31	2,10	5,3	0,216	0,964	0,40	1,37	3	0,218	0,971	0,37	1,00	2,4
12,1	0,201	0,909	0,10	0,85	6,1	0,205	0,925	0,35	2,35	5,2	0,216	0,966	0,46	1,50	2,2	0,217	0,970	0,44	1,28	1,6
13,1	0,197	0,892	0,14	1,33	6	0,205	0,925	0,40	2,72	5,3	0,216	0,964	0,58	1,97	1,5	0,216	0,966	0,52	1,68	0,9
14,1	0,193	0,872	0,20	2,15	6,2	0,205	0,928	0,48	3,13	5,6	0,215	0,961	0,68	2,52	1,6	0,216	0,964	0,61	2,07	1
15,1	0,189	0,856	0,27	3,28	6,5	0,204	0,923	0,57	3,96	6	0,215	0,961	0,79	2,95	1,9	0,216	0,964	0,71	2,42	1,3
16.1	0,188	0,850	0,36	4,54	6,8	0,204	0,923	0,69	4,76	6,4	0,215	0,961	0,93	3,45	2,3	0,216	0,964	0,83	2,83	1,7
17,1	0,188	0,850	0.47	5,83	6,9	0,204	0,923	0,82	5,70	6,5	0,216	0,964	1,08	3,66	3	0,216	0,966	0,97	3,14	2,4
18,1	0,189	0,856	0,58	6,98	6,7	0,204	0,921	0,98	6,94	6,3	0,216	0,966	1,25	4,04	3,7	0,218	0,971	1,20	3,29	3,1
19,1	0,193	0,872	0,70	7,65	6.4	0,205	0,928	1,16	7,61	6	0,218	0,975	1,44	3,45	3,9	0,219	0,979	1,48	3,06	3,3

x - odległość od powierzchni zewnętrznej odlewu



- Rys. 7.3. Porównanie warunków termicznych (G_T) i stężeniowych (mG_c) oraz miejsce utraty trwałości frontu (UTF) krystalizacji w odlewie wykonanym w WPM o indukcji B=0,025 T (V_{em}=0,89 m/s) z AlCu0,2 (Tzal=973 K); *l*=12,6 mm dla A19
- Fig. 7.3. Comparison of thermal (G_T) and concentration (mG_c) conditions and place of crystallisation front durability end (UTF) in AlCu0,2 castings made under rotating magnetic field influence with induction B=0,025 T (V_{cm}=0,89 m/s); (pouring temp. Tzal=973 K). *l*=12,6 mm for A19



- Rys. 7.4. Porównanie warunków termicznych (G_T) i stężeniowych (mG_c) oraz miejsce utraty trwałości frontu (UTF) krystalizacji w odlewie wykonanym w WPM o indukcji B=0,035 T (V_{cm}=1,15 m/s) z AJCu0,2 (Tzal=973 K); *l*=10,9 mm dla A20
- Fig. 7.4. Comparison of thermal (G_T) and concentration (mG_c) conditions and place of crystallisation front durability end (UTF) in AlCu0,2 castings made under rotating magnetic field influence with induction B=0.035 T (V_{cm}=1,15 m/s); (pouring temp. Tzal=973 K). *l*=10,9 mm for A20



Rys. 7.5. Porównanie warunków termicznych (G_T) i stężeniowych (mG_c) oraz miejsce utraty trwałości frontu (UTF) krystalizacji w odlewie tradycyjnym z AlCu0,2 (Tzal=1023 K); *l*=20,3 mm dla próby A4
Fig. 7.5. Comparison of thermal (G_T) and concentration (mG_c) conditions and place of crystallisation front durability end (UTF) in traditional AlCu0,2 casting (pouring temp. Tzal=1023 K; *l*=20,3 mm for A4



- Rys. 7.6. Porównanie warunków termicznych (G_T) i stężeniowych (mG_c) oraz miejsce utraty trwałości frontu (UTF) krystalizacji w odlewie wykonanym w WPM o indukcji B=0,015 T (V_{cm}=0,55 m/s) z AlCu0.2 (Tzal=1023 K); *l*=17,8 mm dla próby A6
- Fig. 7.6. Comparison of thermal (G_T) and concentration (mG_c) conditions and place of crystallisation front durability end (UTF) in AlCu0,2 castings made under rotating magnetic field influence with induction B=0,015 T (V_{cm}=0,55 m/s); (pouring temp. Tzal=1023 K). *l*=17,8 mm for A6





Rys. 7.7. Miejsce utraty trwałości frontu (UTF) krystalizacji w odlewach wykonanych w WPM o indukcji B=0,025 T (linie mG_c A5, G_T A5) i B=0.035 T (linie mG_c A7, G_T A7) z AlCu0,2 (Tzal=1023 K): *l*=12 mm dla próby A5; *l*=11,6 mm dla A7

Fig. 7.7. Place of crystallisation front durability end (UTF) in castings made under rotating magnetic field influence with induction B=0,025 T (A5) and B=0,035 T (A7) made of AlCu0.2 (pouring temp. Tzal=1023 K); l=12 mm for A5; l=11,6 mm for A7

Wyniki analizy warunków termicznych i stężeniowych przedstawione na rys. 7.1 - 7.7pokazują, że można za pomocą stężeniowego kryterium trwałości frontu krystalizacji ustalić, z wystarczającym przybliżeniem, szerokość strefy kryształów kolumnowych. Analiza tych wykresów wskazuje na dużą zgodność pomiędzy UTF a rozmiarami strefy kolumnowej. Zestawione wyniki obliczeń pokazuja niewielkie zmiany w wartościach gradjentów temperatury wynikające z działania wymuszonej konwekcji i ich mały wpływ na transformację struktury w tych warunkach odlewania. Z uzyskanych rezultatów wynika, że większy wpływ na transformację struktury mają zmiany w rozkładzie stężenia miedzi wywołane działaniem pola magnetycznego. Na podstawie przeprowadzonej analizy można stwierdzić, że jeśli wymuszona konwekcja nie zmienia rozkładu steżenia dodatku stopowego wg modelu zmian przedstawionego na rys. 5.2.26b, to zmiany w procesie krystalizacji są na tyle małe, że nie wpływają na zmniejszenie szerokości strefy kryształów kolumnowych. Te małe zmiany to przede wszystkim długo utrzymujące się stabilne warunki wzrostu kryształów kolumnowych wynikające z powoli narastającego przechłodzenia stężeniowego przed frontem krystalizacji (rys. 7.6) i wiekszego wpływu predkości krystalizacji, o czym świadczy podobieństwo wykresów na rys. 5.1.14 i 7.6.

Przeprowadzona analiza pokazuje, że miejsce utraty trwałości frontu określa z pewnym przybliżeniem szerokość strefy kryształów kolumnowych czyli występuje w miejscu przecięcia się krzywych G_T i m G_C , zatem zależność (7.10) można przekształcić do postaci:

$$G_{T}(\mathbf{x}) - \mathbf{m} \cdot \frac{V(\mathbf{x}) \cdot Cu(\mathbf{x})}{D_{L} \cdot k_{ef}(\mathbf{x})} \cdot \left[1 - k_{ef}(\mathbf{x})\right] = 0$$
(7.12)

Analiza tego równania nie pozwala jednak na podanie konkretnego warunku, dla którego można by każdorazowo wyznaczyć miejsce utraty trwałości frontu krystalizacji ze względu na

zależność od miejsca w odlewie i czasu praktycznie wszystkich wielkości wchodzących w jego skład.

Literatura podaje, że w odlewach tradycyjnych transformacja struktury zachodzi przy minimalnej wartości gradientu temperatury na froncie krystalizacji [16-19,25] Dla odlewów krzepnących przy wymuszonej konwekcji takich dostępnych danych nie udało się znaleźć.

Kryterium trwałości frontu krystalizacji stosuje się przy wymuszonym wzroście kryształów, a więc przy krzepnięciu kierunkowym i ciągłym froncie krystalizacji Wynika z tego, że przemiana krystalizacji z kierunkowej w objętościową może wiązać się z zahamowaniem wzrostu kryształów kolumnowych, czyli że w równaniu (7.12) V(x)=0. Zatem po przekształceniu (7.12) otrzymamy

$$V(x) = \frac{D_L \ k_{ef}(x)}{m \ Cu(x) \cdot [1 - k_{ef}(x)]} \cdot G_T(x) = 0$$
(7.13)

Przy takim założeniu jedyną wielkością, która może przyjąć wartość 0, jest gradient temperatury na froncie G_T . Jednak z analizy warunków termicznych (rys. 5.1.11, 5.1.12) wynika, że w strefie przemiany struktury wartości rozważanych gradientów G_T są dużo większe od 0, ale podobnie jak w odlewach tradycyjnych, bliskie wartościom minimalnym.

Z przeprowadzonej analizy wynika, że można wskazać miejsce utraty trwałości frontu krystalizacji, ale nie można przedstawić prostego algorytmu dla doboru warunków termicznych i stężeniowych, przy których wystąpi transformacja struktury kolumnowej w równoosiową.

a strangent of second a school of many productions want which and the second second second second second second

8. PODSUMOWANIE KOŃCOWE I WNIOSKI

8.1. Podsumowanie końcowe

W pracy dokonano analizy niektórych zagadnień związanych z procesem krzepnięcia i krystalizacji odlewów ze stopów dwuskładnikowych wykonywanych pod wpływem wymuszonej konwekcji. Odlewy wykonywane z tych stopów w tradycyjnych warunkach, szczególnie ciągłe, mają szeroką strefę kryształów kolumnowych, która obniża ich jakość.

W pracy rozważono wpływ zmian w warunkach krzepnięcia odlewu wywołanych przez wymuszoną konwekcję wirującym polem magnetycznym na szerokość strefy kryształów kolumnowych, a w szczególności na możliwość ograniczenia jej rozmiarów.

Uzyskane wyniki dowodzą, że pole magnetyczne zmienia warunki termiczne i stężeniowe. Jedne i drugie zależą od indukcji pola magnetycznego B, czyli od prędkości ciekłego metalu przed frontem krystalizacji V_{cm}.

Efektywne stosowanie wirującego pola magnetycznego w procesie krzepnięcia odlewów, objawiające się zmniejszeniem szerokości strefy kryształów kolumnowych, związane jest z zakresem wartości indukcji mierzonej na wewnętrznej powierzchni ścianki formy od 0,015 T do 0,035 T. Prędkość ruchu ciekłego metalu V_{cm} wynikająca z tego zakresu indukcji mieści się w przedziale od 0,55 m/s – 1,15 m/s. Jest to ważny rezultat pracy, tym bardziej że jest obowiązujący dla odlewów walcowych z zakresu średnic od 45 do 80 mm. Można również przypuszczać, ale wymaga to dalszych badań, że prędkość ruchu ciekłego metalu w formie z wyznaczonego zakresu wywoła zmniejszenie strefy kolumnowej w odlewach o innych średnicach.

Z porównania skutków oddziaływania WPM w odlewach z czystych metali i stopów wynika, że sama tylko zmiana w warunkach cieplnych krzepnięcia, wywołana przez wymuszony ruch ciekłej fazy, nie wystarcza do przyśpieszenia przemiany struktury kolumnowej w równoosiową (rozdz. 5.2.1). Warunkiem koniecznym do wywołania przemiany struktury kolumnowej w równoosiową jest odpowiednia ilość dodatku stopowego, przy której wymuszony ruch metalu spowoduje inne od tradycyjnego jego rozłożenie w odlewie. Dopiero wówczas w połączeniu ze zmienionymi warunkami termicznymi ulegną zmianie warunki trwałości frontu krystalizacji, które będą powodować zanik krystalizacji kierunkowej odlewu.

Wzrost ilości drugiego składnika w stopie powoduje rozwinięcie geometrii frontu krystalizacji odlewu, zwiększa się również strefa pomiędzy temperaturą likwidus T_L i solidus T_S . W tych warunkach staje się coraz bardziej skuteczny wpływ wymuszonej konwekcji na rozkład stężenia dodatku stopowego (miedzi). Potwierdzeniem tego są wyniki badań segregacji miedzi w odlewach próbnych (rozdz. 5.2.3) i wyniki symulacji przepływu ciekłej fazy przed frontem krystalizacji (rozdz.6). Konwekcyjne odsyłanie składnika z powierzchni rozdziału powoduje obniżenie jego stężenia w strefie kryształów kolumnowych, a zwiększenie w strefie kryształów równoosiowych. Zatem wymuszona konwekcja zmienia

makroskopowy rozkład składnika stopowego wzdłuż promienia wlewka, ale również zmienia się mikroskopowy rozkład stężenia w kryształach kolumnowych wywołując inną mikrosegregację od tradycyjnej. Bardziej intensywne konwekcyjne odsyłanie składnika stopowego z frontu krystalizacji występuje na tej części czoła kryształu, na którą skierowany jest strumień ciekłego metalu (rys. 6.11, 6.13, 6.14, 6.16, 6.17). Powoduje to różnicowanie się stężenia domieszki na czole komórki w czasie krystalizacji odlewu. Te różnice stężenia dodatku w cieczy przed frontem krystalizacji to też skutek mniejszej warstwy dyfuzyjnej, co objawia się mniejszym stężeniem miedzi w kryształach kolumnowych od strony napływającego strumienia (rys. 6. 19).

W rozdz. 5.2.3 udowodniono, że wymuszona konwekcja przez WPM zmienia rozkład stężenia miedzi w odlewach. Zaproponowane modelowe krzywe rozkładu stężenia miedzi w badanych odlewach (rys. 5.2.26) pokazują, w którym miejscu będzie występować transformacja struktury kolumnowej w równoosiową. Taki rozkład dodatku stopowego przyczynia się w pierwszym okresie tworzenia kryształów kolumnowych do ich stabilnego wzrostu, a następnie wywołuje warunki do szybkiej utraty trwałości frontu krystalizacji i zarodkowania przed frontem

Analizę procesu tworzenia się strefy kryształów kolumnowych przeprowadzono opierając się na zmodyfikowanym przez autora stężeniowym kryterium trwałości frontu krystalizacji, w którym wykorzystuje się wyniki pomiarów stężenia dodatku stopowego wzdłuż promienia wlewka. Warunki gradientowo-kinetyczne wyznaczano za pomocą procesu symulacji krzepnięcia. Tak określone warunki krystalizacji na powierzchni rozdziału umożliwiają śledzenie procesu krzepnięcia rzeczywistego odlewu od jego powierzchni zewnętrznej do osi. Pozwala to na analizę relacji pomiędzy warunkami termicznymi i stężeniowymi w czasie krzepnięcia odlewu oraz wyznaczenie miejsca utraty trwałości frontu krystalizacji, które po przyjęciu pewnych założeń upraszczających może być utożsamiane z szerokością strefy kryształów kolumnowych (rozdz. 7). Potwierdzeniem poprawności przyjętego modelu są wyniki badań doświadczalnych.

Uzyskane wyniki badań pozwoliły na wyznaczenie zależności, na podstawie których można przewidywać szerokość strefy kryształów kolumnowych uwzględniając stężenie nominalne dodatku stopowego C_o, wymuszoną przez wirujące pole magnetyczne prędkość ruchu ciekłego metalu V_{cm} oraz warunki termiczne reprezentowane przez: temperaturę zalewania Tzal, gradient temperatury na froncie krystalizacji w chwili zakończenia działania wymuszonej konwekcji G_T lub różnicę temperatury na przekroju odlewu δ T.

Badania wykazały że zmiany warunków termicznych wynikające z działania wymuszonej konwekcji nie są pierwszoplanową przyczyną przyśpieszenia transformacji struktury. Poszukiwania optymalnego zakresu warunków termicznych (G_T , δT , Tzal), przy których możliwe byłoby zmniejszenie szerokości strefy kolumnowej dowiodły, że ich wpływ wynikający z wyznaczonych zależności (5.5, 5.7, 7.1, 7.2) jest najmniejszy. Mały wpływ warunków termicznych wynika z ścisłej korelacji pomiędzy prędkością ruchu ciekłej fazy a warunkami oddawania ciepła przez odlew krzepnący pod wpływem wirującego pola magnetycznego.

Optymalizacja parametrów odlewania w polu magnetycznym wykazała, że najsilniejszy wpływ na szerokość strefy kryształów kolumnowych ma prędkość ruchu ciekłego metalu (rys 5.2.15), przy nieco mniejszym wpływie stężenia nominalnego dodatku stopowego.

8.2. Wnioski i spostrzeżenia

Wyniki badań i ich analiza potwierdziły postawioną tezę pracy oraz umożliwiły sformułowanie następujących wniosków:

- Przyśpieszenie transformacji struktury kolumnowej w równoosiową, czyli zmniejszenie szerokości strefy kryształów kolumnowych w odlewach krzepnących przy wymuszonej konwekcji wymaga zastosowania wirującego pola magnetycznego o takiej wartości indukcji, aby minimalna prędkość ciekłego metalu w formie V_{cm} wynosiła 0,9 m/s.
- Wymuszona konwekcja przyśpiesza transformację struktury w stopach dwuskładnikowych po przekroczeniu minimalnego stężenia dodatku stopowego (C_omin>0,05%), a podstawową przyczyną przemiany struktury jest zmiana rozłożenia dodatku stopowego wywołana wymuszonym ruchem ciekłej fazy.
- 3. Zmiany w warunkach oddawania ciepła przez odlew, w zrealizowanym zakresie badań, okazały się drugorzędne.
- 4. Wyniki symulacji przepływu ciekłego metalu przed frontem krystalizacji potwierdzają przyczyny jakościowych zmian w rozkładzie domieszki w odlewie w zależności od stopnia rozwinięcia powierzchni międzyfazowej i stanowią o różnicowaniu się stężenia dodatku stopowego w kryształach kolumnowych.
- 5. Analiza teoretyczna tworzenia się strefy kryształów kolumnowych oparta na zmodyfikowanym stężeniowym kryterium trwałości frontu i wyniki badań doświadczalnych wykazały, że możliwe jest określenie tą metodą jej szerokości.

A CONTRACT OF A

the second se

LITERATURA

- 1. Szajnar J., Model teoretyczny i weryfikacja doświadczalna procesu wzrostu kryształów kolumnowych odchylanych powstających podczas krzepnięcia odlewów w polu elektromagnetycznym, Raport końcowy proj. bad. nr 3 P407 020 07 KBN, Politechnika Śląska, Gliwice 1995.
- 2. Szajnar J., Rola trwałości frontu krystalizacji w odlewach krzepnących w polu magnetycznym, Krzepnięcie Metali i Stopów nr 37, 1998, s. 139.
- Szajnar J., Stabilność wzrostu kryształów kolumnowych w odlewach tradycyjnych i wykonywanych pod wpływem pola magnetycznego, Krzepnięcie Metali i Stopów, vol.1, nr 40, 1999, s. 213.
- 4. Doherty R.D., Cooper P.D., Bradbury M.H., Honey F.J., Met. Trans. 8A, 1977, s. 397.
- 5. Morando R., Biloni H., Cole S., Bolling G.F., Met. Trans., vol. 1, 1970, p. 1407.
- 6. Weinberg F., Met. Trans., vol. 6A, 1975, p. 1917.
- 7. Chalmers B., Principles of solidification, Wiley, New York 1964.
- 8. Boehmer J.R., Methodik Computergestutzter Prozessmodellierung, R. Oldenbourg Verlag, Munchen 1997.
- 9. Cole G.S., Boilling G.F., Trans. TMS-AIME, vol. 233, 1965, p. 1568.
- 10. Cole G.S., Boilling G.F., Trans. TMS-AIME, vol. 239, 1967, p. 1829.
- 11. Hunt J.D., Mater. Sci. Eng., vol. 65, 1984, s. 75.
- 12. Hunt J.D., Flood S.C., Modeling of Welding and Casting Processes, 1986, s. 607.
- 13. Burden M.H., Hunt J.D., Metall. Trans., vol. 6A, 1975, s.240.
- 14. Burden M.H., Hunt J.D., J. Cryst. Crowth, vol. 22, 1974, s. 99.
- 15. Burden M.H., Hunt J.D., J. Cryst. Growth, Trans., vol. 22, 1974, s. 109.
- 16. Mahapatra R.B., Weinberg F.B., Metall. Trans., vol. 18B, 1987, s. 425.
- 17. Ziv I., Weinberg F.B., Metall. Trans., vol. 20B, 1989, s. 731.
- 18. Poole W.J., Weinberg F.B., Metall. Trans., vol. 29A, 1998, s.855.
- 19. Lowe G.T., J. Mater. Sci., vol. 19, 1984, s. 2289.
- 20. Gandin Ch.A., Rappaz M., Acta Metall. Mater., vol. 42, 1994, s. 2223.
- 21. Chalmers B., The structure of ingots, J. Aust. Int. Met., vol.8, 1963, s. 224.
- 22. Southin R., Nucleation of equiaxed zone i cast metals, TMS-AIME, vol.229, 1967, s.220.
- 23. Stefanescu D.M., Pang H., Canadian Metallurgical Quartely, vol. 37, No. 3-4, 1998, p. 229.
- 24. Flood S.C., Hunt J.D., A model of casting, Applied Scietific Research 44, 1987, p. 27.
- 25. Ares A.E., Schvezov C.E., Metall. and Mater. Trans., vol. 31A, 2000, s.1611.
- 26. Wojciechowski S., Chalmers B., Trans. TMS-AIME, vol.242, 1968, s.690.
- 27. Ohno A., The solidification of metals. Chijin Shoken, Tokyo 1980.
- 28. Jackson K., Hunt J., Uhlmann D., Soward T., Trans. TMS-AIME, vol. 236, 1967, p. 149.
- 29. Langenberg F.C., Prestel G., Honeycutt C.R., Trans. TMS-AIME, vol. 221, 1961, p. 993.
- 30. Tiller W., Grain size control during ingot solidification, Trans. of the Metallurgical Society, vol. 224, s. 448.
- 31. Witzke S., Riquet J., Durand F., Acta Metallurgica, vol.29, 1981, p. 365.
- 32. Fredrikson H., Hillert M., On formation of the central equiaxed zone in ingots. Met.Trans., vol. 3, 1972, s. 565.
- 33. Elliot R., The formation of the equiaxed crystal zone during solidification. The British Foundryman, No.10, 1964, p. 164.
- 34. Bałandin G., Formirowanije kristalliczeskowo strojenija otliwok, Maszinistr., Moskwa 1973.
- 35. Flemings M., Solidification processing, Met. Trans., vol.5, 1974, s. 2121.
- 36. Southin R.T., Trans, TMS-AIME, vol.236, 1967, s.220.

- 37. Braszczyński J., Krystalizacja odlewów, WNT, Warszawa 1991.
- 38. Fraś E., Krzepnięcie metali i stopów, WN PWN, Warszawa 1992.
- 39. Kurz W., Fisher D. J., Fundamentals solidification, Trans. Tech. Publ., Paris 1984.
- 40. Szajnar J., Praca doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 1986.
- 41. Gawroński J., Szajnar J., Krzepnięcie Metali i Stopów, z. 13, 1987, s. 5.
- 42. Gawroński J., Szajnar J., Postępy Tech. Masz. i Urządz. nr 4, 1987, s. 112.
- 43. Cole G.S., Casey K.W., G.F. Bolling, Met. Trans., vol. 1, 1970, p. 143.
- 44. Campbell J., Bannister J.W., Metals Technol., vol. 2, 1975, p. 409.
- 45. Gliksman M., Paradies B., Dendrite fragmentation by forced flowover mashy zone, Proc.Confer. 121 TMS Annual Meeting, San Diego 1992.
- 46. Braszczyński J, Mitko M., Konopka Z., Tomczyński S., Fonderie 1982, nr 20, s. 23.
- 47. Braszczyński J, Mitko M., Konopka Z., Tomczyński S., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 5, 1982, s. 31.
- 48. Lipton J., Heinemann W., Kurz W., Arch. Eisenhuttenwes., vol. 55, 1984, nr 5, s. 195.
- 49. Lipton J., Glicksmann M.E., Kurz W., Mater. Sci. Eng., vol.65, 1984, s. 57.
- 50. Głownia J., Krystalizacja staliwa, AGH, Kraków 1986.
- 51. Głownia J., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 7, 1984, s. 147.
- 52. Fras E., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 7, 1984, s. 167.
- 53. Suchy J.S., Kaczkowski W., Komputerowe wspomaganie projektowania procesu otrzymywania kompozytów "in situ" ze stopów Al-Cu, Prace Inst Tech. Bezwiór. Pol. Warszawskiej, Oddział STOP Warszawa, Mater. XVIIa Symp. Nauk., Warszawa 1992.
- 54. Koch H., Reif W., Giessereiforschung 35, H.4, 1983, s. 151.
- 55. Anzel I., Kneissl A.C., Krizman A., Metallwissenchaft und Technik, vol. 51, No.4, 1997, s. 181.
- 56. Anzel I., Kneissl A.C., Krizman A., Metallwissenschaft und Technik, vol. 51, No.4, 1997, s. 620.
- 57. Ignaszak Z., Baranowski A., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 17, 1994, s. 138.
- 58. Etienne, Steel Research, vol. 61, No.10, 1990, s. 472.
- 59. Fredrikson H., Mahallawy El, Taha M., Scand. J. of Metall. 15, 1986, p. 127.
- 60. Ki-Bae K. i in., Effects of fluid flow on the solute redistribution of high purity aluminum ingot. Proc. 62nd World Foundry Congress, Philadelphia 1996.
- 61. Campbell J., Review of effects of vibration during solidification. Crosworth Research and Develop., Worcaster 1977.
- 62. Lesoult G., Neu P., Birat J.P., Modelling of equiaxed solidification induced by electromagnetic stirring on a steel continuous caster. Proc. Metall. Appl. of MHD, Cambridge 1982.
- 63. Vives Ch., Metall. Trans., vol.20B, 1989, p. 623.
- 64. Engler S., Jansen R., Giessreiforschung, H. 1, 1977, s. 31.
- 65. Engler S., Jansen R., Standke Ch., Giessreiforschung, H. 2/3, 1979, s. 65.
- 66. Abramow W., Kristallizacja mietallow w ultrazwukowom pole. Mietallurgija, Moskwa 1972.
- 67. Szajnar J., Gawroński J., Rozkład składnika stopowego i struktura odlewów krzepnących pod działaniem pola magnetycznego, Krzepnięcie Metali i Stopów nr 30, 1997, s.213.
- 68. Szajnar J., Columnar crystal zone in casting solidyfing with forced convection. Proc. of the 14th International Scientific Conference ADVANCED MATERIALS and TECHNOLOGIES, Polish Academy of Sciences Committee of Metallurgy and Committee of Materials Science, Faculty of Mechanical Engineering of the Silesian Technical University Gliwice, Zakopane 17-21.05.1995, p.423.
- 69. Szajnar J., Gawroński J., The conditions of close-grained structure formation in castings of solidification with magnetic field, Acta Metallurgica Slovaca, vol. 4, No. 2,1998, p. 224.

- 70. Szajnar J., Wpływ morfologii frontu krystalizacji na strukturę odlewów krzepnących przy wymuszonej konwekcji. Mat. XX Konf. "Nowoczesne tendencje w odlewnictwie", AGH, Kraków 1995, s. 165.
- Szajnar J. i in., Kierowanie krystalizacją w polu magnetycznym, Raport końcowy proj. bad. KBN Nr 3 0862 91 01, Politechnika Sl., Gliwice 1993.
- 72. Wertie Ł.A., Magnitnaja gidrodinamika w mietallurgii, Mietallugia, Moskwa 1975.
- 73. Ricou R., Vives Ch., Inter.J.Heat Transfer. Vol. 25, No. 10, pp. 1579, 1982.
- 74. Wang C.Y., Beckermann C., Met.and Metals Trans. A, vol.27A, p.2754, 1996.
- 75. Wang C.Y., Beckermann C., Met.and Metals Trans. A, vol.27A, p.2765, 1996.
- 76. Wang C.Y., Beckermann C., Met.and Metals Trans. A, vol.27A, p.2784, 1996.
- 77. Suchy J.S., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 5, 1082, s.113.
- Suchy J.S., Segregacja pierwiastków podczas krzepnięcia kierunkowego. Praca hab., Politechnika Śl., Gliwice 1983.
- 79. Somboonsuk K., Mason J. T., Trivedi R., Metall. Trans., vol. 15A, 1984, p. 967.
- 80. Somboonsuk K., Trivedi R., Acta Metall., vol. 33, 1985, p. 1051.
- 81. Miyata Y., Suzuki T., Uno J.I., Metall. Trans., vol. 16A, 1985, p. 1799.
- 82. Wołczyński W., Rola gradientu temperatury w krystalizacji zorientowanej eutektyk regularnych, eutektyk nieregularnych i roztworów granicznych, Praca hab., ZN Politechniki Śl., Hutnictwo, Gliwice 1993.
- 83. Gryboś R., Mechanika płynów z hydrauliką, WNT, Warszawa, 1987.
- 84. Gorbaczev L.P, Nikitin N.W., Ustinov A.L., Magnitnaja Gidrodin. nr 4, 1984, s. 32.
- Partinen J., Saluja N., Szekely J., Kirtley J., ISIJ International, vol. 34, No. 9, 1994, p. 707.
- 86. Ilegbushi O.J., Szekely J., Metall. Trans., vol. 21B, No. 1, 1990, p. 183.
- 87. Gansen S., Speiser R., Poirier D.R., Met. Trans. B, Vol.18B, 1987, p. 421.
- Saluja N., Ilegbusi O.J., Szekely J., Kirtley J., Journal Appl. Phys., vol. 68, No. 11, 1990, p. 5845.
- 89. Szajnar J., Gawroński J., Cholewa M., Wpływ wymuszonego ruchu i temperatury ciekłego metalu na kąt odchylenia kryształów kolumnowych w odlewach krzepnących w polu magnetycznym, Archiw. Tech. Masz. i Autom., vol. 16, nr.1, 1996, s. 81.
- Szajnar J., Analysis of columnar crystals growth during the solidification in magnetic field, Proc. Sec. Inter. Conf. "Comput. Modell. of Free and Mov. Boundry", Computational Mech. Publicat. Southampton, Mediolan 1993.
- 91. Szajnar J., Gawroński J., Kansy J., Przechłodzenie i energia aktywacji przy wzroście krystałów z cieczy wirującej, Krzepnięcie Metali i Stopów nr 22, 1995, s. 140.
- 92. Szajnar J., Modelowe warunki wzrostu kryształów kolumnowych z cieczy wirującej, Krzepnięcie Metali i Stopów nr 22, 1995, s. 160.
- 93. Ignaszak Z., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 18, 1993, s. 49.
- 94. Ignaszak Z., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 30, 1997, s. 97.
- 95. Mochnacki B., Suchy J.S., Modelowanie i symulacja krzepnięcia odlewów, PWN, Warszawa 1993.
- 96. Shu-Zu Lu, Hunt J.D., Journal of Crystal Growth, vol. 123, 1992, p. 17.
- 97. Sakwa W., Wachelko T., Materiały na formy i rdzenie odlewnicze, WNT, Warszawa 1975.
- 98. Grigull U., Sandner H., Heat conduction, Springer-Verlag, Berlin 1984.
- 99. Sczygiol N., Praca hab., Politechnika Częstochowska, Monogr. nr 71, Częstochowa 2000.
- 100. Gruzin V.G., Bugrow N.C., Makarow A.W., Izw. AN SSSR, Czer. Mietałługija nr 5, 1970, s. 56.
- 101. Dubickij G.M., Czurkin B.S., Priłożenija tiepłofiziki w litiejnom proizwodstwie, Izdat. Wyższaja Szkoła, Mińsk 1966.

- 102. Rijabinin A.G., Hożainow A.I., Niestacjonarnoje tieczenie żidkich mietallow, Maszinostrojenie, Leningrad 1970, s. 133.
- 103. Chang S., Stefanescu D. M., Metall. Trans. A, vol. 27A, 1996, p.2708.
- 104. Todd I., Jones H., Scripta Mater., vol. 37, No. 7, 1997, p. 915.
- 105. Fraś E., Teoretyczne podstawy krystalizacji. Metale i stopy jednofazowe. Skrypt AGH, Kraków 1984.
- 106. Buchholz A., Engler S., Comput. Mater. Scien., vol. 7, 1996, p. 221.
- 107. Górny Z., Odlewnicze stopy metali nieżelaznych, WNT, Warszawa 1992.
- 108. Szajnar J., Gawroński J., Kalandyk Z., Lachowski M., Rudy i Metale Nieżelazne, 42, nr 3, 1997, s. 107.
- 109. Mańczak M., Technika planowania eksperymentu. WNT, Warszawa 1976.
- 110. Jura S., Suchy J., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 2, 1980, s. 11.
- 111. Szajnar J., Efektywny współczynnik rozdziału stężeń we wlewkach z AlCu0,5 krzepnących pod wpływem wirującego pola magnetycznego, Krzepnięcie Metali i Stopów, vol. 2, nr 44, 2000, s.341.
- 112. Szajnar J., Gawroński J., Wpływ zmiany rozkładu stężenia składnika stopowego wywołanego wymuszonym ruchem ciekłego metalu na strukturę odlewu, Proc. Conf. Mat. Mech. and Manuf.'2000, Politechnika Śl., Gliwice 2000, s. 253.
- 113. Szajnar J., Wpływ warunków stężeniowych i kinetycznych na strefę kryształów kolumnowych w odlewach krzepnących przy wymuszonym ruchu ciekłej fazy, Acta Metall. Slovaca, vol. 7, No. 3, 2001, s. 400.
- 114. Kurz W., Fisher D., Acta Metall. vol. 29, 1981, s. 11.
- 115. Mullins W.W., Sekerka R.F., J. Appl. Phys., vol. 35, 1964, s. 444.
- 116. Glicksman M., Schaefer R., In situ observation growth and remelting, The Iron and Steel Inst., London 1978, s. 33.
- 117. Kim H.K., Earthman J. C., Lavernia E.J., Acta metal. mater. vol. 40, No. 4, 1992, p.637.
- 118. Mashima S., Szekely J., ISIJ International vol. 29, No. 4, 1989, p. 342.
- 119. Bokota A., Szajnar J., Sowa L., Numerical model of solidification and macrosegregation of binary alloys with forced convection of liquid phase, Acta Metallurgica Slovaca, vol. 7, nr 3, 2001, s. 406.
- 120. Dantzig J.A., Inter.J. for Num. Meth. in Eng., vol. 28, 1989, p. 1769.
- 121. Dhatt G., Gao D.M., Inter.J. for Num. Meth. in Eng., vol. 30, 1990, p. 821
- 122. Lewis R.W., Huang H.C., Mater. Scien. and Technology, vol. 6, 1990, p. 482.
- 123. Sichen D., Bygden J., Seetharaman S., Metal. Trans. B, 1994, vol. 25B, p. 519.
- 124. Kobayashi S., Trans. Iron Steel Instit. Japan, vol. 28, 1988, s. 728.
- 125. Hurle D., Solid State Electron, vol. 3, 1961, s. 37.
- 126. Tensi H.M., Bung R., Giessereiforschung nr 3, 1978, s. 101.
- 127. Fikus F., Wieczorek T., Urządzenia MHD w odlewniach i hutach. Wyd. Śląsk, Katowice 1979.
- 128. Sajdak Cz., Analiza cylindrycznych urządzeń elektromagnetycznych do transportu i mieszania ciekłych metali. Pr. hab., ZN Politechniki Śl., Hutnictwo, z. 29, 1987.
- 129. Sharp R.M., Hallewel B., J. Cryst. Growth, vol. 11, 1971, s. 77.
- 130. Artemev A., Goldak J.A., Canadian Metallurgical Quartely, vol. 36, No. 1, 1997, p. 57.
- 131. Szajnar J., Analysis of columnar crystals growth stability, Conf. Proc. 8th Inter. Sci. Conf. Achievements in Mechanical & Materials Engineering AMME, Polish Academy of Science, Silesian Technical University Gliwice, Inst. of Eng. Mater. and Biomaterials, Gliwice-Rydzyna, 24-27.10.1999, s. 565.
- 132. Dean N.F., Mortensen A., Flemings M.C., Microsegregation in cellular solidification, Met. and Mater. Trans. A, vol. 25A, 1994, p. 2295.

- 133. Majchrzak E., Zastosowanie metody elementów brzegowych w termodynamice procesów odlewniczych, Pr. hab., ZN Politechniki Śl., Mechanika, z. 102, Gliwice 1991.
- 134. Szajnar J. i in., Rap. koncowy proj.bad. nr 7 T08B 030 17 KBN, Politechnika Śl., Gliwice 2001.
- 135. Micker A., Krzepnięcie Metali i Stopów nr 19, 1994, s. 203.
- 136. Szajnar J., Warunki transformacji struktury w odlewach krzepnących przy wymuszonej konwekcji, Krzepnięcie Metali i Stopów, vol. 2, nr 42, 2000, s. 33.
- 137. Szajnar J., Zmiana geometrii frontu krystalizacji w strefie kryształów kolumnowych w odlewach krzepnących pod wpływem pola magnetycznego, Archiwum Odlewnictwa, vol. 1, nr1 (2/2), 2001, s. 379.
- 138. Szajnar J., Wpływ kształtu frontu krystalizacji na skutki działania wymuszonej konwekcji, Archiwum Odlewnictwa, vol. 1, nr1 (2/2), 2001, s. 385.

TRANSFORMACJA STRUKTURY KOLUMNOWEJ W RÓWNOOSIOWĄ PRZY KRZEPNIĘCIU ODLEWÓW Z WYMUSZONĄ KONWEKCJĄ WIRUJĄCYM POLEM MAGNETYCZNYM

Streszczenie

Praca dotyczy zagadnień związanych z procesem krzepnięcia i krystalizacji odlewów ze stopów dwuskładnikowych wykonywanych w warunkach wymuszonej konwekcji wirującym polem magnetycznym (WPM). Odlewy wykonywane z tych stopów w klasycznych warunkach, tj. bez wymuszonej konwekcji, szczególnie ciągłe, posiadają szeroką strefę kryształów kolumnowych, która obniża ich jakość. W pracy rozważono wpływ zmian w warunkach krzepnięcia odlewu wywołanych przez wymuszoną konwekcję na szerokość strefy kryształów kolumnowych, a w szczególności na możliwość ograniczenia jej rozmiarów.

Uzyskane wyniki dowodzą, że pole magnetyczne zmienia warunki termiczne i stężeniowe. Jedne i drugie zależą od indukcji pola magnetycznego B, czyli od prędkości ciekłego metalu przed frontem krystalizacji V_{cm}.

Z porównania skutków oddziaływania WPM w odlewach z czystych metali i stopów wynika, że sama tylko zmiana w warunkach cieplnych krzepnięcia, wywołana przez wymuszony ruch ciekłej fazy, nie wystarcza do zajścia przemiany struktury kolumnowej w równoosiową. Warunkiem koniecznym do wywołania przemiany struktury kolumnowej w równoosiową jest odpowiednia ilość dodatku stopowego, przy której wymuszony ruch metalu spowoduje inne od tradycyjnego jego rozłożenie w odlewie. Dopiero wówczas w połączeniu ze zmienionymi warunkami termicznymi ulegną zmianie warunki trwałości frontu krystalizacji, które będą skutkować zanikiem krystalizacji kierunkowej odlewu.

Model transformacji struktury kołumnowej w równoosiową oparto na analizie zmodyfikowanego przez autora stężeniowego kryterium trwałości frontu krystalizacji, w którym wykorzystuje się wyniki pomiarów stężenia dodatku stopowego wzdłuż promienia wlewka. Warunki gradientowo-kinetyczne wyznaczano za pomocą symulacji procesu krzepnięcia. Tak określone warunki krystalizacji na powierzchni rozdziału umożliwiają śledzenie procesu krzepnięcia rzeczywistego odlewu od jego powierzchni zewnętrznej do osi. Pozwala to na analizę relacji pomiędzy warunkami termicznymi i stężeniowymi w czasie krzepnięcia odlewu oraz wyznaczenie miejsca utraty trwałości frontu krystalizacji, które po przyjęciu pewnych założeń upraszczających, może być utożsamiane z szerokością strefy kryształów kolumnowych. Potwierdzeniem poprawności przyjętego modelu są wyniki badań doświadczalnych.

Do analizy wykorzystano również wyniki symulacji przepływu ciekłego metalu przed frontem krystalizacji dla różnych modeli powierzchni międzyfazowej wskazując na jakościowe zależności pomiędzy geometrią frontu a zmianami w strukturze.

Wyznaczono zależności, na podstawie których można przewidywać szerokość strefy kryształów kolumnowych, uwzględniając stężenie nominalne dodatku stopowego C_o, wymuszoną przez wirujące pole magnetyczne prędkość ruchu ciekłego metalu V_{cm} oraz warunki termiczne reprezentowane przez: temperaturę zalewania Tzal, gradient temperatury na froncie krystalizacji w chwili zakończenia działania wymuszonej konwekcji G_T lub różnicę temperatury na przekroju odlewu δT .

THE COLUMNAR TO EQUIAXED TRANSITION AT CASTING SOLIDIFICATION WITH CONVECTION FORCED BY ROTATING MAGNETIC FIELD

Summary

The work refers to solidification and crystallisation of two-component alloy castings made under the conditions where convection is forced by rotating magnetic field (RMF). Castings, particularly continuous ones, made of these alloys under conventional conditions, i.e. without forced convection, have a wide zone of columnar crystals which makes their quality worse. The present work considers the effect of changes in casting solidification conditions caused by forced convection on columnar crystal zone width, or on possibility of the zone dimension limitation.

The results achieved prove that magnetic field can change thermal and concentration conditions. Both of them depend on B magnetic field induction, i.e. on liquid metal velocity before V_{cm} crystallisation front.

If we compare RMF effects in the castings made of pure metals and alloys we can see that the change itself in thermal conditions caused by liquid phase forced movement is not sufficient for the columnar to equiaxed transition (CET). A suitable amount of alloy addition is a necessary condition for CET, because then forced movement of the metal causes another than traditional arrangement in the casting. And this fact accompanied by changed thermal conditions will change the conditions of crystallisation front durability, which will result in casting directional crystallisation decay.

The model of columnar structure transformation into equiaxed structure is based on the analysis of solidification criterion of crystallisation front durability; the criterion has been modified by the author who used the results of alloy addition concentration measurements along the ingot radius. Gradient-kinetics conditions have been determined by means of solidification process simulation. Such crystallisation conditions on the separation surface enable to watch solidification of the casting from the surface to the axis. It allows to analyse the relation between thermal and solidification conditions during the casting solidification and to determine the place where crystallisation front loses its durability; this place, after some simplifications, can be taken as a columnar crystal zone width. The experimental results confirm correctness of the model.

The relations which are the basis for prediction of the columnar crystal zone width have been determined with taking into consideration the following: nominal concentration of C_o alloy addition, V_{cm} liquid metal velocity forced by the rotating magnetic field and thermal conditions represented by T_{zal} pouring temperature, temperature gradient on the crystallisation front at the moment of G_T forced convection end or temperature difference on δT casting section.

BIBLIOTEKA GŁÓWNA Politechniki Śląskiej 138 Druk: Drukarnia Gliwice, ul. Zwycięstwa 27, tel. 230 49 50