

Józef Gawroński

Jan Szajnar

ZMIANY STRUKTURALNE I KINETYKA KRYSZALIZACJI ODLEWU W WIRUJĄCYM REWERSYJNYM POLU MAGNETYCZNYM

1. Wprowadzenie

Poza tradycyjnymi zabiegami technologicznymi, np. modyfikacją, skierowanymi na otrzymanie korzystnej struktury i właściwości mechanicznych odlewów, coraz częstsze zastosowanie znajdują sposoby aktywnego oddziaływania na proces krzepnięcia zewnętrznymi czynnikami fizycznymi. Do sposobów, korzystnie kształtujących pierwotną strukturę metali i stopów zaliczyć można między innymi odlewanie w zmieniających polach magnetycznych. Cechą charakterystyczną tych metod jest to, że proces krzepnięcia przebiega przy wymuszonym ruchu ciekłego metalu w formie odlewniczej lub krystalizatorze, np. w procesie ciągłego odlewania. Większość opracowań w zakresie teorii krzepnięcia odlewu poświęcona jest krzepnięciu w warunkach statycznych.

Krzepnięcie w warunkach dynamicznych (rozważane jako krzepnięcie przy wymuszonym ruchu ciekłego metalu) doczekało się opisu w licznych opracowaniach dotyczących przede wszystkim odlewania pod działaniem drgań mechanicznych, np. [1-6] i w niewielu opracowaniach dotyczących innych sposobów generowania ruchu w krzepnących cieczach [7, 8]. Dotychczasowe, zawarte w literaturze, wyniki badań nad określeniem wpływu ruchu ciekłego, krzepnącego metalu na jakość struktury odlewu pozwalają wyodrębnić występowanie trzech zasadniczych zjawisk, a to:

- 1) zjawiska cieplne, zmieniające pole temperatur w krzepącym odlewie,

2) zjawiska związane z dynamicznym pobudzeniem tworzenia zarodników krystalizacji,

3) zjawiska mechaniczne, kształtujące odmiennie niż tradycyjnie front krzepnięcia i rosnące kryształy.

Wymienione zjawiska występują razem w procesie krystalizacji i krzepnięcia odlewu, z tym że ilościowy wpływ poszczególnych zjawisk na strukturę odlewu jest trudny do określenia.

Niniejsze opracowanie przedstawia wyniki badań nad zastosowaniem nowej metody odlewania, wykorzystującej wymuszony przez wirującą rewersyjną pole magnetyczne ruch ciekłego metalu w czasie krzepnięcia odlewu [9-13]. Metoda ta jest modyfikacją znanego sposobu odlewania w polu magnetycznym wirującym. Istota jej polega na tym, że pole magnetyczne zamiast jak dotychczas jednokierunkowego ruchu wirowego wywołuje ruch obrotowo-rewersyjny ciekłej fazy w odlewie. Zastosowanie oddziaływania wirującego rewersyjnego pola magnetycznego (WRPM) w procesie krzepnięcia i krystalizacji odlewu stwarza możliwość dodatkowego kierowania zjawiskami związanymi z tworzeniem struktury pierwotnej odlewu.

Przewaga odlewania w wirującym rewersyjnym polu magnetycznym nad odlaniem w polu wirującym polega głównie na tym, że:

- ciekły metal wprowadzany w ruch obrotowo-rewersyjny praktycznie nie tworzy menisku wklęsłego, a tym samym nie wylewa się z formy lub krystalizatora pod wpływem sił odśrodkowych. Zatem induktor wytwarzający wirujące rewersyjne pole magnetyczne możemy umieścić w krystalizatorze bez obawy, że ruch ciekłego metalu spowoduje jego wylewanie się. Ta pozytywna cecha tej metody pozwala zastosować ją przy odlewaniu ciągłym metali i stopów nieżelaznych, gdzie mieszanie musi odbywać się na poziomie krystalizatora, gdyż głębokość tzw. "jeziorka" ciekłego metalu jest mniejsza od wysokości krystalizatora, a więc mieszanie nie może odbywać się w strefie chłodzenia wtórnego. Przedstawione w literaturze rozwiązania służące do ciągłego odlewania stali zawsze wykorzystują wirujące pole magnetyczne do mieszania ciekłego metalu w strefie chłodzenia wtórnego, niezakrzepła bowiem wewnętrzna część wlewka osiąga głębokość nawet do kilku metrów;

- oddziaływanie wirującego rewersyjnego pola magnetycznego łączy w sobie oddziaływanie drgań o dużej amplitudzie i małej częstotliwości oraz działanie wirującego pola magnetycznego. Wprawdzie w niniejszej pracy nie przeprowadza się analizy struktury ruchu ciekłego metalu, ale na podstawie danych literaturowych [3, 14] i własnych doświadczeń można wysnuć taki wniosek;

- rosące kryształy na froncie krzepnięcia będą obustronnie zginane, a więc ich łamanie jest bardziej prawdopodobne, co można potwierdzić danymi zawartymi w opracowaniach [3, 15, 16].

W związku z tym, że w literaturze brak jest jakichkolwiek danych na temat wpływu WRPM na krzepnięcie i krystalizację odlewów, a ponadto brak jest jednoznacznie potwierdzonego pozytywnego wpływu ruchu wytworzonego przez różnego rodzaju zmienne pola magnetyczne (choćby zjawiska segregacji wg Wertie [17] i Albemy [18]), celowe było przeprowadzenie badań określających przydatność wirującego rewersyjnego pola magnetycznego do oddziaływania na proces krystalizacji i krzepnięcia odlewów. Celowe było również określenie mechanizmów tego oddziaływania i skutków stosowania tego rodzaju pola magnetycznego.

2. Technologiczne aspekty zastosowania i wykorzystania wirującego rewersyjnego pola magnetycznego

Tworzenie się struktury pierwotnej odlewu uwarunkowane jest własnościami fizykochemicznymi metalu i formy oraz parametrami technologicznymi czysto odlewniczymi, a także oddziaływaniem zewnętrznych czynników fizycznych, takich jak wirujące rewersyjne pole magnetyczne wywołujące ruch ciekłego metalu w czasie krzepnięcia. Do odlewniczych czynników technologicznych zalicza się: grubość ścianki odlewu X_1 lub jego wymiar charakterystyczny (np. promień), grubość ścianki formy X_2 , intensywność stygnięcia odlewu określaną liczbą Biota, względną "masywność" układu odlew-forma, czyli stosunek X_1/X_2 , warunki zasilania ciekłym metalem itp. Poprzez odpowiedni dobór tych czynników w konkretnych warunkach wykonywania odlewów możliwe jest w dość szerokim zakresie sterowanie procesem krzepnięcia, a więc procesem tworzenia struktury odlewu i jego własnościami użytkowymi.

Warunki technologiczne stworzone do kształtowania się odlewu bez wad odlewniczych, takich jak: niedolewy, jamy skurczowe, porowatość osiowa, pęknięcia na gorąco lub zimno, niejednokrotnie nie sprzyjają równoczesnemu powstawaniu korzystnej (drobnokrystalicznej) struktury, zapewniającej optymalne własności wytrzymałościowe, plastyczne itp.

Celem stosowania WRPM jest uzyskanie w tradycyjnej technologii odlewania dodatkowo korzystnych zmian w procesie krzepnięcia i drobnokrystalicznej struktury odlewu.

Zmiany strukturalne wywołane działaniem pola magnetycznego wymagają określenia wpływu zmiennych czynników technologii odlewania oraz zmiennych czynników charakteryzujących WRPM.

Wybrano następujące czynniki technologiczne charakteryzujące proces odlewania w WRPM.

1. Wielkość charakteryzującą w uproszczony sposób warunki cieplne w układzie odlew-forma i wyrażoną zależnością:

$$I = \frac{X_2}{\lambda_2} X_1 \quad \left[\left(\frac{\text{m}^2 \text{K}}{\text{W}} \right) \text{m} \right], \quad (2.1)$$

gdzie

X_2 - grubość ścianki kokili cienkościennej [m],

X_1 - charakterystyczny wymiar odlewu, tj. promień lub połowa grubości ścianki płaskiej [m],

λ_2 - współczynnik przewodzenia ciepła przez ściankę kokili $\left[\frac{\text{W}}{\text{m K}} \right]$.

Zmienny zespół czynników wyrażony zależnością V (2.1) charakteryzuje czas krzepnięcia odlewu w warunkach oporu cieplnego cienkościennej formy X_2/λ_2 oraz w ogólnym ujęciu przyrostu warstwy zakrzepłej odlewu $\xi = k \cdot \sqrt{\tau}$ (przy $\tau = \tau_{\text{krzep.}}$, $\xi = X_1$). Iloczyn V (2.1) charakteryzuje pośrednio warunki cieplne w układzie odlew-forma, jeżeli będziemy rozpatrywać oddzielnie czynniki iloczynu. Wartość iloczynu I można łatwo określić, bez konieczności dokonywania uciążliwego pomiaru temperatury i czasu krzepnięcia odlewu.

Wartość iloczynu V (2.1) dla trzech poziomów zmian, tzn. dolnego, zerowego i górnego, dobierano zmieniając odpowiednio wymiar charakterystyczny (promień) odlewu, materiał i grubość ścianki kokili (tab. 1).

Tabela 1. Dane charakterystyczne kokili i odlewu

| Nr próby | Wymiary odlewu [m] | Tworzywo kokili | Grubość ścianki kokili X_2 [m] | Współczynnik przewodzenia ciepła λ_2 $\left[\frac{\text{W}}{\text{m K}} \right]$ |
|----------|-----------------------|-------------------|-------------------------------------|--|
| 1-27 | ϕ 0,045 x 0,12 | grafit | 0,007 | 205,35 |
| 28-54 | ϕ 0,051 x 0,18 | stal 1H 18N 9T | 0,0045 | 37,7 |
| 55-81 | ϕ 0,08 x 0,18 | stal 1H 18N 9T | 0,005 | 37,7 |

2. Czas oddziaływania WRPM na krzepnący odlew t_{od} [s] mierzony od chwili zakończenia zalewania formy.

3. Częstotliwość rewersji pola f_r [Hz], tzn częstotliwość zmian kierunku wirowania pola.

4. Indukcja wirującego rewersyjnego pola magnetycznego B [T].

Efekty działania WRPM na proces krzepnięcia wlewków walcowych określano stopniem ujednorodnienia makrostruktury, nazwanym wskaźnikiem jednorodności struktury, a wyrażonym zależnością:

$$X = \frac{2L}{D} = \frac{L}{R}, \quad (2.2)$$

gdzie

L - szerokość strefy kryształków słupkowych w odlewie walcowym [mm],

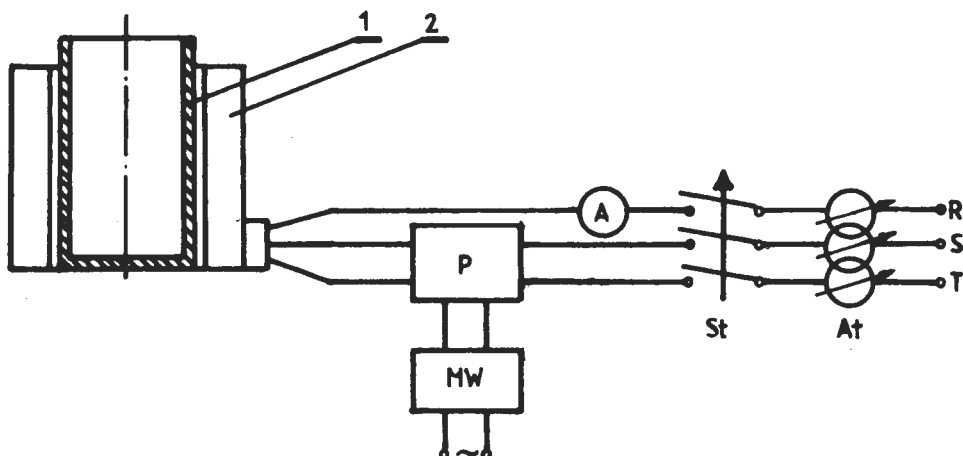
R, D - promień, średnica odlewu [mm].

Zadaniem pierwszego etapu badań było wyznaczenie korelacji pomiędzy wskaźnikiem jednorodności struktury X a czasem oddziaływania WRPM t_{od} , częstotliwością rewersji f_r , indukcją pola B i wielkością I charakteryzującą warunki cieplne w układzie odlew-kokila cienkościenna.

Przebieg badań ułożono na podstawie metody statystycznego planowania doświadczeń, tzw. planowania czynnikowego na trzech poziomach typu 3^k , gdzie $k = 4$ oznacza liczbę zmiennych czynników procesu. Wartość każdego z czterech czynników zmieniano na trzech poziomach: dolnym, zerowym i górnym (tab. 2). Realizacja tak zaplanowanego eksperymentu wymagała przeprowadzenia 81 prób. Badania przeprowadzono na stanowisku badawczym, którego schemat przedstawiono na rysunku 1.

Tabela 2. Zakres zmienności czynników procesu odlewania w WRPM

| Czynnik procesu | Poziom dolny (-) | Poziom zerowy (0) | Poziom górny (+) |
|---|---------------------|-------------------|---------------------|
| t_{od} [s] | 5 | 10 | 15 |
| f_r [Hz] | 0,22 | 1,11 | 2 |
| B [T] | 0,04 | 0,05 | 0,06 |
| $I \left[\left(\frac{m^2 K}{W} \right) m \right]$ | $0,7 \cdot 10^{-6}$ | $3 \cdot 10^{-6}$ | $5,3 \cdot 10^{-6}$ |



Rys. 1. Schemat stanowiska badawczego: 1 - kokila, 2 - induktor wytwarzający WRPM, P - przekaźnik, MW - multiwibrator

W zależności od wymiarów odlewanych wlewków, wiążące rewersyjne pole magnetyczne wytwarzano za pomocą odpowiednio przygotowanych stojanów silników asynchronicznych [9].

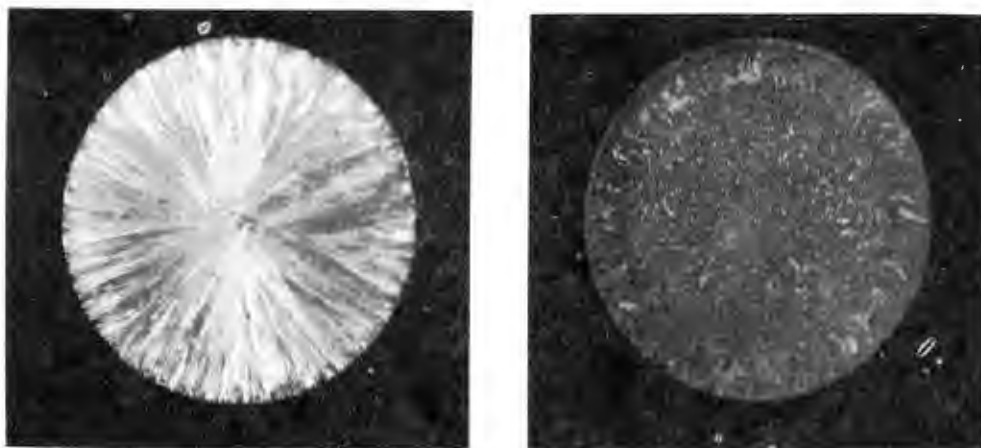
Rewersję pola magnetycznego uzyskiwano przez cykliczną zmianę kolejności dwóch faz R i S zasilających trójfazowy stojan. Zamiany dokonywano za pomocą przekaźnika P i multiwibratora MW (rys. 1).

Zmianę wartości indukcji WRPM realizowano poprzez regulację napięcia zasilającego stojan autotransformatorem At (rys. 1). Wartość indukcji określano przed zalaniem formy na podstawie pomiarów w powietrzu na wewnętrznej powierzchni ścianki kokili teslomierzem typu TH-26.

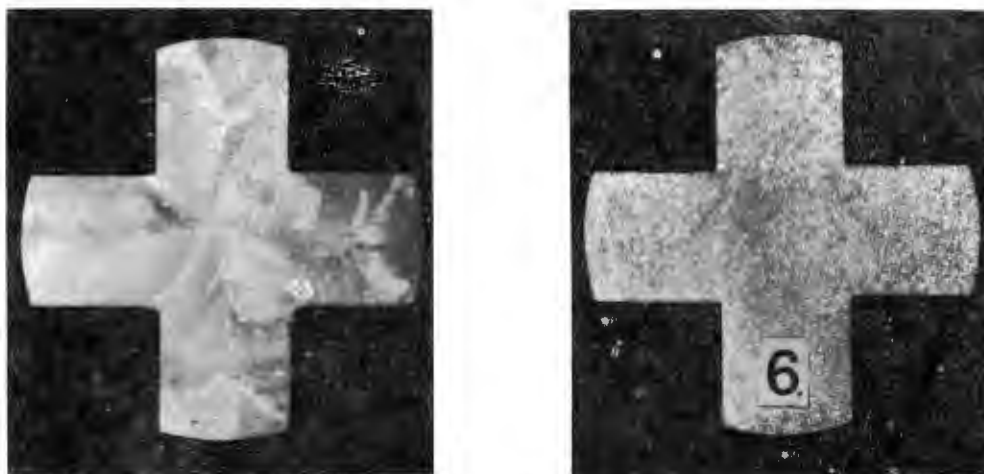
Badania prowadzono odlewając wlewki z aluminium Al 99,7 o wymiarach podanych w tabeli 1. Próbkę odlewano w kokilach stalowych i grafitowych bez pokrycia izolacyjnego. Temperatura zalewania wynosiła 730°C (1003 K). Na przekroju poprzecznym odlewanych próbek ujawniono budowę makrostrukturalną. Typową makrostrukturę badanych odlewów o kształtach prostych i złożonych przedstawiają fotografie (rys. 2, 3, 4).

Na wytrawionych zglądach mierzono również szerokość strefy kryształów słupkowych L, w celu określenia współczynnika jednorodności struktury X.

Budowa krystaliczna próbek wzorcowych ma typowy charakter struktury występującej przy krzepnięciu wlewków z czystych metali, składa się bowiem z trzech stref:

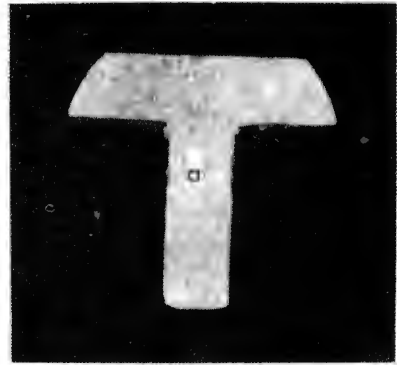


Rys. 2. Makrostruktura próbek o wymiarach ϕ 51 x 180 mm odlanych z Al 99,7 w kokili stalowej cienkościennej: a) próbka wzorcowa, b) próbka odlana pod działaniem WRPM; $t_{od} = 5$ s, $f_r = 0,22$ Hz, $B = 0,06$ T



Rys. 3. Makrostruktura próbek odlanych z Al 99,7 w formie skorupowej: a) próbka wzorcowa, b) próbka odlana pod działaniem WRPM; $t_{od} = 10$ s, $f_r = 1,11$ Hz, $B = 0,04$ T

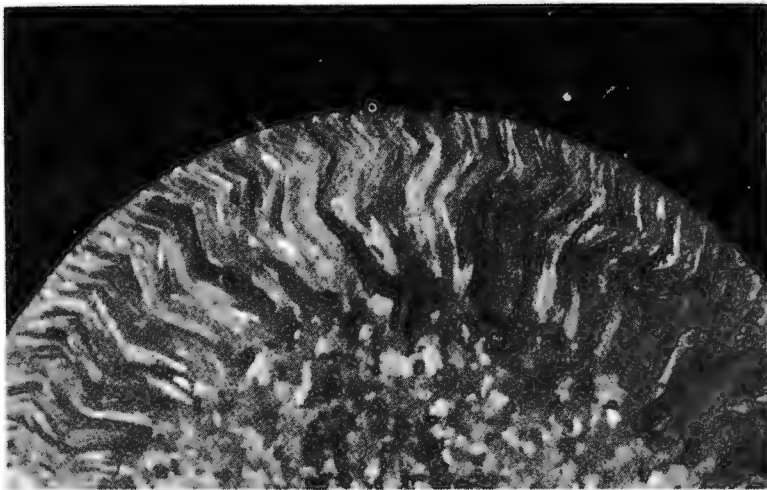
- brzegowej,
- kryształów słupkowych, obejmujących niemal całą powierzchnię przekroju poprzecznego wlewka ($X = 0,77-0,98$),
- znikomej strefy kryształów równoosiowych.



Rys. 4. Makrostruktura próbek odlanych z Al 99,7 w formie skorupowej:
 a) próbka wzorcowa, b) próbka odlana w WRPM; $t_{od} = 10$ s, $f_r = 1$ Hz,
 $B = 0,04$ T

Makrostruktura odlewów wykonanych w WRPM jest również trójstrefowa, z tym że:

- względna szerokość strefy kryształów słupkowych jest znacznie mniejsza ($X = 0,26-0,58$),
- przy krzepnięciu aluminium w kokilach pod działaniem WRPM otrzymuje się tzw. kryształy "faliste", w których kierunek osi głównych zmienia się zgodnie ze zmianą kierunku wirowania pola magnetycznego (rys. 5).



Rys. 5. Kryształy "faliste" powstające pod wpływem działania WRPM w czasie krzepnięcia odlewu (pow. 4x)

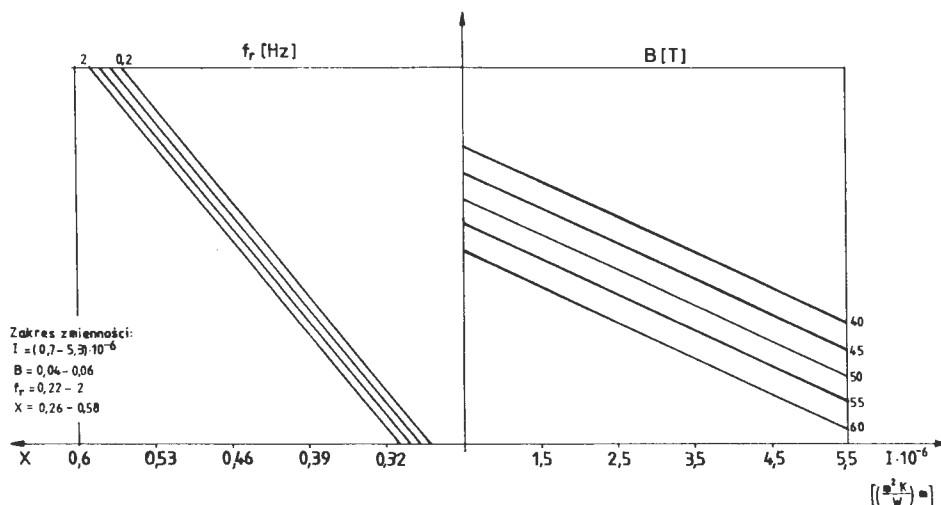
Już na podstawie badań strukturalnych można stwierdzić, że działanie WRPM na proces krzepnięcia i krystalizacji powoduje każdorazowo znaczne ujednorodnienie i rozdrobnienie struktury odlewu. Wizualna ocena wpływu poszczególnych czynników procesu odlewania w WRPM, tj. t_{od} , f_r , B , I , na podstawie jakości struktury okazała się niemożliwa, nieznaczne bowiem zmiany w budowie strukturalnej przy różnych wartościach czynników procesu nie dają podstaw do ilościowego określenia ich wpływu.

W związku z tym konieczne było przeprowadzenie obliczeń statystycznych, które wyznaczyłyby korelację pomiędzy wskaźnikiem jednorodności struktury X a zmiennymi czynnikami procesu odlewania w WRPM. Na podstawie obliczeń statystycznych metodą analizy regresji liniowej otrzymano zależność

$$X = 0,6721 - 30038,91 \cdot I - 3,9097 \cdot B + 0,01871 \cdot f_r \quad (2.3)$$

przy następujących parametrach statystycznych:

- wartość średnia $X_{\bar{s}r} = 0,4$,
- odchylenie standardowe $\Delta X = 0,04$,
- współczynnik korelacji $R = 0,86$,
- odchylenie standardowe jako % średniej $\% X_{\bar{s}r} = 9,91$,



Rys. 6. Nomogram technologiczny odlewania w WRPM: I - iloczyn charakteryzujący czas krzepnięcia odlewu, B - indukcja pola magnetycznego, f_r - częstotliwość rewersji pola

- test Fischera $F = 72,6$,
- test F krytyczny $F_{kr}(0,05; 3; 81) = 2,72$.

Z powyższego równania wynika, że istotny statystycznie wpływ na rozdrobnienie i ujednorodnienie struktury w odlewach walcowych określane wskaźnikiem X mają: I , B , f_r . Wpływ czasu t_{od} jest pomijalnie mały, co oznacza, że można stosować z równym skutkiem zarówno 5, jak i 10 s. Graficzną postać równania przedstawia nomogram (rys. 6).

3. Określenie mechanizmu oddziaływania wirującego rewersyjnego pola magnetycznego na proces krzepnięcia i krystalizacji odlewu

Przypomnijmy, że jednym z podstawowych celów badań było określenie mechanizmu krystalizacji i krzepnięcia odlewu w warunkach oddziaływania wirującego rewersyjnego pola magnetycznego.

Do realizacji tego etapu badań zastosowano następujące metody badawcze:

- metodę analizy termicznej i deriwacyjnej, w skrócie ATD,
- metodę wylewania, służącą do wyznaczenia szybkości przyrostu warstwy zakrzepłej w odlewie,
- pomiary pola temperatury w czasie krzepnięcia odlewu.

3.1. Badania mechanizmu krystalizacji metodą ATD

W badaniach wykorzystano metodę analizy termicznej i deriwacyjnej, polegającą na rejestracji krzywej stygnięcia i jej pierwszej pochodnej podczas krzepnięcia metalu w próbniku EO 10 [19, 20].

Badania prowadzono na stanowisku badawczym, jak na rysunku 1, lecz zamiast kokili 1 umieszczono na statywie próbnik EO 10, do którego wlewano aluminium AR 1 (Al 99,99%). Próbnik był połączony z aparatem "Crystaldigraf" przystosowanym do badania stopów Al (zakres pomiarowy 673-1123 K), rejestrującym krzywe stygnięcia $T(t)$ i ich pierwsze pochodne $T'(t)$.

Metal topiono w piecu oporowym silitowym typu PSK-10. Temperaturę ciekłego metalu (1073 K) określano ciągłym pomiarem w komorze pieca. Próbnik zalewano przy działającym wirującym rewersyjnym polu magnetycznym, a czas oddziaływania pola t_{od} mierzono od chwili zakończenia zalewania próbniaka. Indukcję B mierzono przed zalaniem przy wewnętrznej ściance próbniaka. W badaniach stosowano jednakową częstotliwość rewersji pola $f_r = 1$ Hz. Pozostałe parametry technologiczne odlewania w WRPM zmieniano w następujących przedziałach:

$$t_{od} = 30-90 \text{ s}, \quad B = 0,02-0,03 \text{ T.}$$

Badania prowadzono rejestrując krzywe stygnięcia i ich krzywe różniczkowe dla aluminium przy oddziaływaniu WRPM oraz w warunkach tradycyjnych. Typowe wykresy krzywych $T(t)$ i $T'(t)$, przy odlewaniu w polu i bez pola, z naniesionymi punktami charakterystycznymi przedstawia rysunek 7.

Proces krzepnięcia według uzyskanych metodą ATD krzywych $T(t)$ i $T'(t)$ można podzielić na pięć etapów (rys. 7):

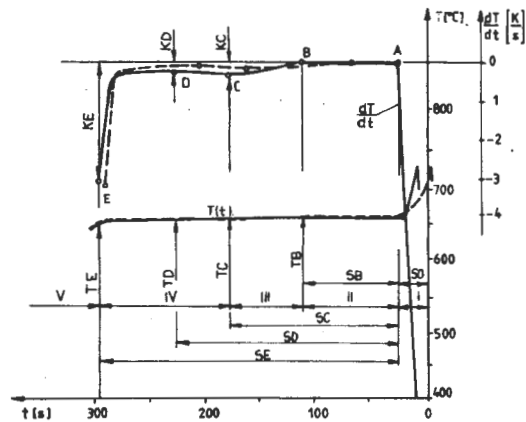
- I - zalewanie formy i oddawanie ciepła przegrzania,
- II - kierunkowa krystalizacja warstwy przyściennej odlewu,
- III - krystalizacja mieszana odlewu,
- IV - objętościowa krystalizacja wewnętrznej części odlewu,
- V - stygnięcie odlewu w stanie stałym.

Pierwszy i ostatni okres procesu krzepnięcia nie wymaga dodatkowych wyjaśnień. II, III, IV etap przedstawiają właściwy proces krystalizacji odlewu i jest on zawarty na krzywej różniczkowej pomiędzy punktami A i E. Proces krystalizacji można podzielić na krystalizację kierunkową warstwy odlewu przylegającej do ścianki formy (krzywa krystalizacji zawarta pomiędzy punktami A, B) oraz krystalizację objętościową wewnętrznej części odlewu (odcinek CE na krzywej krystalizacji).
Pomiędzy punktami B i C

można przyjąć, w świetle teorii krystalizacji, występowanie dwóch rodzajów krystalizacji: kierunkowej i objętościowej.

Zgodnie z takim podziałem procesu krystalizacji obserwujemy również charakterystyczną strukturę odlewu: kryształy słupkowe lub dendryty tworzące się w II etapie i kryształy równoosiowe powstające głównie w IV etapie.

W czasie krystalizacji kierunkowej wydzielana ilość ciepła krystalizacji sprawia, że szybkość stygnięcia układu wyrażona wartością

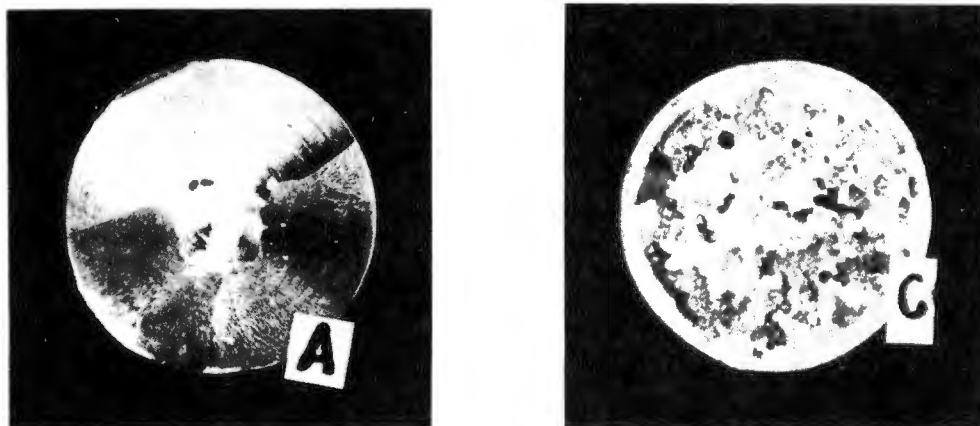


Rys. 7. Typowe krzywe ATD otrzymane przy odlewaniu w warunkach tradycyjnych (linia ciągła) oraz przy odlewaniu w WRPM (linia przerywana)

pierwszej pochodnej $T'(t)$ jest równa zero. Zatem metal nie stygnie ani też nie jest podgrzewany. Następnie z punktu B rozpoczyna się proces stygnięcia metalu, objawiający się wzrostem $T'(t)$, a zarazem występuje równoczesny zanikający proces krystalizacji kierunkowej i powolny wzrost wytworzonych przed frontem krystalizacji zarodków i fragmentów kryształów przemieszczonych do wewnętrznej części odlewu przez naturalne ruchy konwekcyjne i wymuszone przez WRPM. W punkcie C zaczyna się praktycznie krystalizacja objętościowa wewnętrznej części odlewu; szybkość stygnięcia metalu maleje w związku ze wzrostem prędkości wydzielania fazy stałej, a zatem i ciepła krystalizacji. Maksimum krystalizacji objętościowej występuje w punkcie D.

Porównując krzywe ATD dla odlewów wzorcowych i odlewanych w WRPM można zauważyć, że ich charakterystyczny przebieg nie został zmieniony, uległo jedynie położenie punktów charakterystycznych świadczące o intensywności zachodzących efektów cieplnych krystalizacji odlewów. Odlane próbki przecinano 15 mm powyżej spoiny termoelementu, tj. 30 mm od dolnej powierzchni i na wytrawionym odczynnikiem Tücker'a makrozglądzie mierzono szerokość strefy kryształów kierunkowych L . Charakter budowy makrostruktury typowy dla próbek odlanych bez działania WRPM i próbek odlanych w polu przedstawiono na rysunku 8.

Z parametrów charakteryzujących krzywe stygnięcia i krzywe różniczkowe oraz wielkości określających makrostrukturę utworzono macierz danych do obliczeń statystycznych. Obliczenia przeprowadzono metodą analizy regresji liniowej, korzystając z programów w bibliotece



Rys. 8. Makrostruktura próbek odlanych z Al 99,99 w próbniku EO 10: a) bez działania WRPM, b) pod działaniem WRPM; $t_{od} = 60$ s, $f_r = 1$ Hz, $B = 0,03$ T

programów Instytutu Odlewnictwa Politechniki Śląskiej na maszynę cyfrową WANG 2200. Wyznaczone równania przyjmują postać:

a) dla odlewania bez działania WRPM na proces krystalizacji

$$L = -141,27 + 12,15 KD - 32,93 \frac{SB}{SE} + 85 \left(\frac{SB}{SE}\right)^2 - 6,24 \left(\frac{SB}{SE - SB}\right)^2 + 16,68 \frac{TD}{100} \quad (3.1)$$

o parametrach statystycznych:

- | | |
|--|-----------------------------------|
| - wartość średnia | $L_{\bar{s}r} = 13,6 \text{ mm},$ |
| - odchylenie standardowe | $\Delta L = 0,77 \text{ mm},$ |
| - współczynnik korelacji wielowymiarowej | $R = 0,86,$ |
| - odchylenie standardowe jako % średniej | $\% X_{\bar{s}r} = 6,3,$ |
| - test Fischera | $F = 12,9,$ |
| - test F krytyczny | $F_{kr}(0,05; 5; 28) = 2,5$ |

gdzie

KD - szybkość stygnięcia metalu przy maksymalnej krystalizacji objętościowej $[K/s]$,

SB - czas krystalizacji kierunkowej $[s]$,

SE - czas krystalizacji próbki $[s]$,

TD - temperatura metalu przy maksymalnej krystalizacji objętościowej $[K]$.

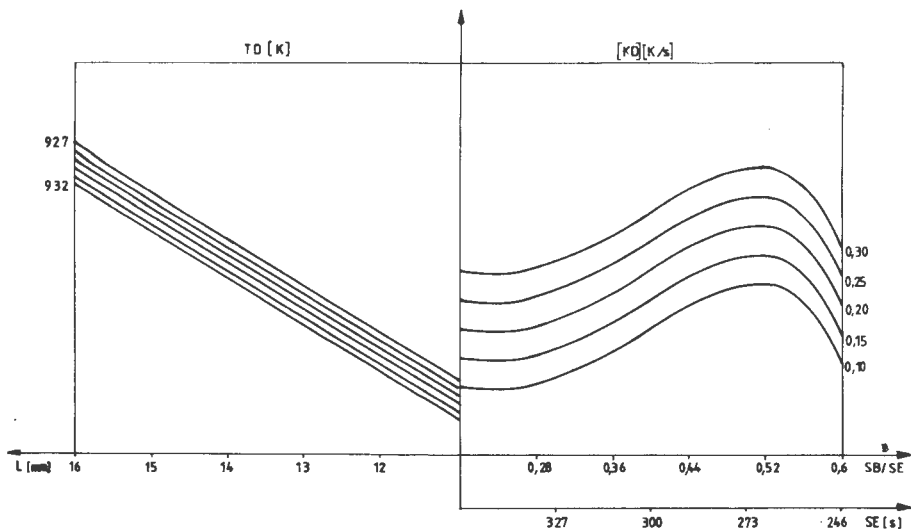
Z równania wynika, że na grubość warstwy krzepnącej kierunkowo w odlewie wpływają następujące parametry krzywych krystalizacji i stygnięcia:

- szybkość stygnięcia metalu przy maksymalnej intensywności krystalizacji objętościowej (KD),
- stosunek czasu krystalizacji kierunkowej (kierunkowego wzrostu dendrytów) do całkowitego czasu krystalizacji odlewu (SB/SE),
- stosunek czasu krystalizacji kierunkowej do pozostałego czasu krystalizacji ($\frac{SB}{SE - SB}$),
- temperatura metalu w próbniku w chwili maksymalnej intensywności krystalizacji objętościowej.

Zapis graficzny równania przedstawiono na rysunku 9.

b) dla odlewania pod działaniem WRPM na proces krystalizacji

$$L = 1,31 + 30,32 KD + 0,014 SB - 45,56 \frac{KD}{KE} \quad (3.2)$$



Rys. 9. Nomogram do określenia szerokości strefy kryształów kierunkowych na podstawie parametrów krzywych ATD przy odlewaniu bez działania WRPM

o parametrach statystycznych:

- wartość średnia
- odchylenie standardowe
- współczynnik korelacji wielowymiarowej
- odchylenie standardowe jako % średniej
- test Fischera
- test F krytyczny

$$L_{\bar{r}} = 4,9 \text{ mm,}$$

$$\Delta L = 0,53 \text{ mm,}$$

$$R = 0,93,$$

$$\% X_{\bar{r}} = 10,8,$$

$$F = 66,$$

$$F_{kr}(0,05; 3; 33) = 2,9,$$

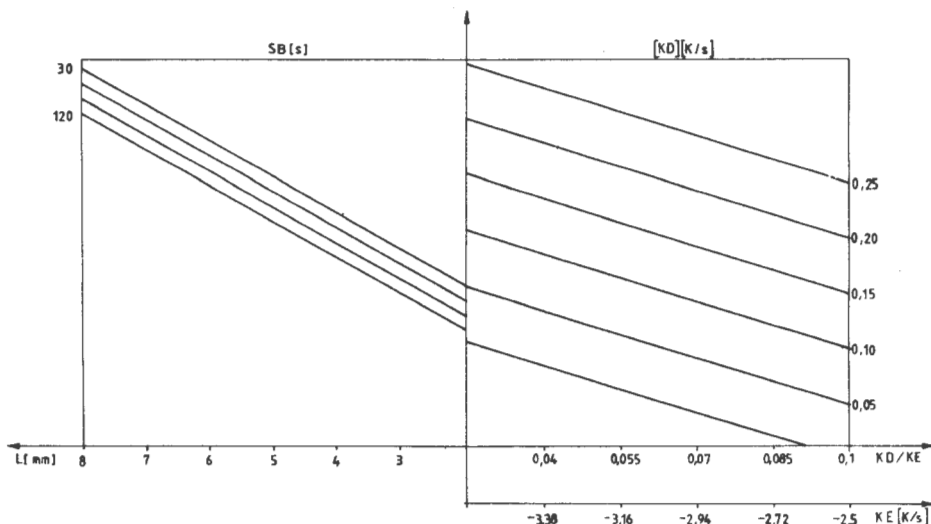
gdzie

KD, SB - jak w równaniu (3.1),

KE - szybkość stygnięcia ostatniej "kropli" metalu.

Przy krzepnięciu aluminium w wirującym rewersyjnym polu magnetycznym parametry ATD określające grubość warstwy L są podobne, jak w równaniu (3.1), a więc: wartość pochodnej w punkcie D (KD), czas kierunkowego wzrostu dendrytów (SB), a ponadto szybkość stygnięcia ostatniej porcji metalu (KE). Zapis graficzny równania (3.2) przedstawia rysunek 10.

c) dla odlewania pod działaniem WRPM z uwzględnieniem danych charakteryzujących pole magnetyczne, masę próbki i temperaturę zalewania



Rys. 10. Nomogram do wyznaczania szerokości strefy kryształów kierunkowych na podstawie parametrów krzywych ATD przy oddziaływaniu WRPM na proces krystalizacji

$$\ln L = 1,32 - 0,025 \left(\frac{T_{\text{zal}}}{100} \right)^2 - 0,87 B^2 + 3,89 B - 0,0036 t_{\text{od}} - 0,0084 M \quad (3.3)$$

o parametrach statystycznych:

- | | |
|--|-------------------------------------|
| - wartość średnia | $L_{\text{śr}} = 1,54,$ |
| - odchylenie standardowe | $\Delta \ln L = 0,16,$ |
| - współczynnik korelacji wielowymiarowej | $R = 0,89,$ |
| - odchylenie standardowe jako % średniej | $\% X_{\text{śr}} = 10,4,$ |
| - test Fischera | $F = 20,$ |
| - test F krytyczny | $F_{\text{kr}}(0,05; 5; 33) = 2,5,$ |

gdzie

B - indukcja WRPM $\left[\frac{T}{100} \right],$
 t_{od} - czas działania WRPM [s],
M - masa próbki [G].

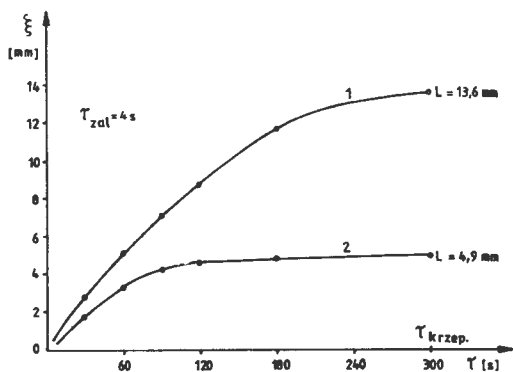
W równaniu (3.3) ujęto wszystkie zmienne czynniki procesu, wszystkie bowiem okazały się statystycznie istotne. Ujęte w równaniu składniki ze wzrostem swojej wartości zmniejszają wartość L, przy czym najmniejszy wpływ mają czas oddziaływania WRPM i masa próbki.

Wyznaczone równania (3.1) i (3.2) potwierdzają trafność przedstawionego wcześniej podziału procesu krystalizacji, gdyż w ich skład wchodzi parametry krzywych ATD charakteryzujące poszczególne etapy procesu, tj. SB - krystalizację kierunkową i KD - krystalizację objętościową. Stosunkowo dobre parametry statystyczne tych równań świadczą również o możliwości charakteryzowania struktury za pomocą metody ATD.

3.2. Badanie krzepnięcia na podstawie pomiarów przyrostu warstwy zakrzepłej i rozkładu temperatury w odlewie

W celu wyjaśnienia mechanizmu krystalizacji i krzepnięcia odlewu w WRPM uzasadnione będzie wyznaczenie dwóch istotnych wielkości charakteryzujących proces krzepnięcia odlewu w formie, tj. szybkości przyrostu warstwy zakrzepłej i rozkładu temperatury w odlewie.

W niniejszych badaniach do określenia szybkości przyrostu warstwy zakrzepłej zastosowano właśnie metodę wylewania. Metoda ta nie jest zbyt dokładna, ale do badań porównawczych, szczególnie przy krzepnięciu gładkościennym czystych metali, jej dokładność jest wystarczająca, takimi samymi bowiem błędami będą obarczone pomiary warstwy zakrzepłej przy odlewaniu bez pola, jak i przy krzepnięciu próbki pod działaniem WRPM.

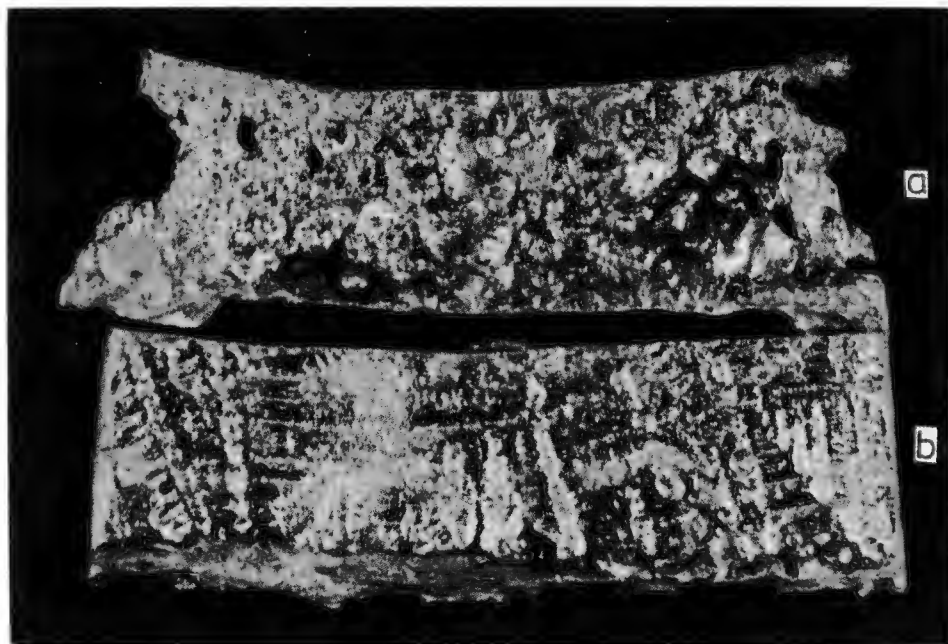


Rys. 11. Przyrost warstwy zakrzepłej ξ przy krzepnięciu Al 99,99 w próbniku EO 10: 1 - w warunkach tradycyjnych, 2 - pod działaniem WRPM; $t_{od} = 30$ s, $f_r = 1$ Hz, $B = 0,03$ T, $T_{zal} = 1003$ K

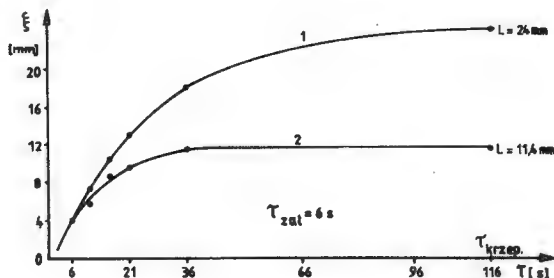
Badania prowadzono na próbkach krzepnących w próbniku EO 10, stosowanym w metodzie ATD. Określano przyrost warstwy zakrzepłej w próbkach wzorcowych i w próbkach krzepnących pod działaniem WRPM. Czas oddziaływania pola magnetycznego, mierzony od końca zalewania, wynosił 30 s. Temperatura zalewania aluminium AR AR 1 wynosiła 1003 K (730 °C). Wyniki badań przedstawiono w postaci wykresu (rys. 11).

Kształt frontu krzepnięcia, uzyskany po wylaniu niezakrzepłej części odlewu, przed-

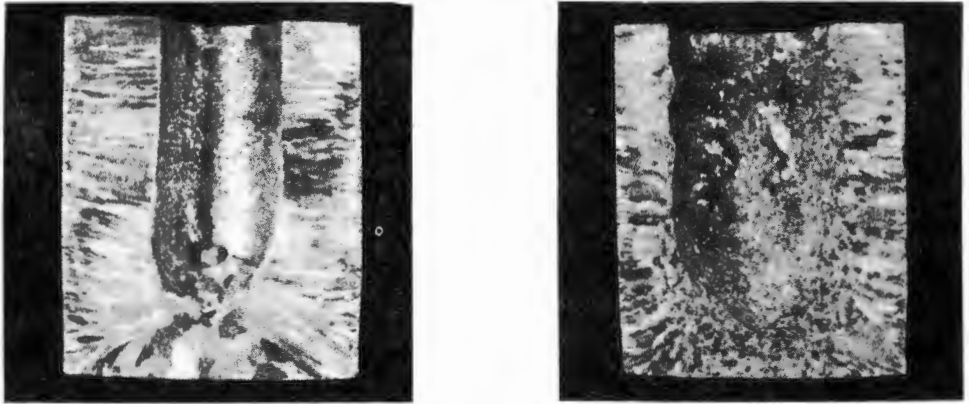
stawiono na rysunku 12. Rysunek 12a przedstawia powierzchnię rozwiniętą, zakrzepłą po 30 s warstwy zewnętrznej próbki walcowej odlanej pod działaniem WRPM w próbniku EO 10, na której nie można rozpoznać regularnych dendrytów, takich jak w przypadku próbki odlanej bez



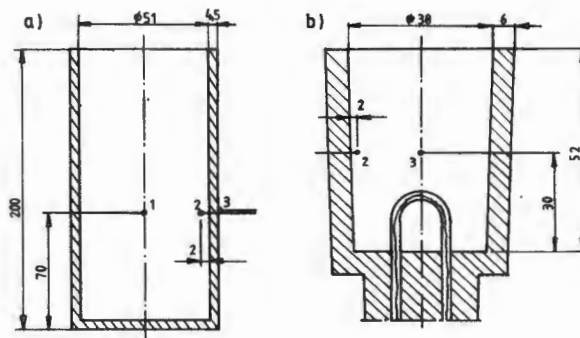
Rys. 12. Powierzchnia warstwy zakrzepłej od strony frontu krzepnięcia: a) odlewanie w WRPM, b) odlewanie tradycyjne



Rys. 13. Przyrost warstwy zakrzepłej ξ przy krzepnięciu Al 99,7 w kółki stalowej cienkościenniej: 1 - w warunkach tradycyjnych, 2 - pod działaniem WRPM; $t_{od} = 10$ s, $f_r = 1,11$ Hz, $B = 0,05$ T, $T_{zal} = 1003$ K



Rys. 14. Zakrzepła po 36 s w kokili stalowej warstwa wlewka o średnicy 51 mm z Al 99,7: a) bez pola, b) pod działaniem WRPM o $f_r = 1,11$ Hz, $B = 0,05$ T, $t_{od} = 10$ s

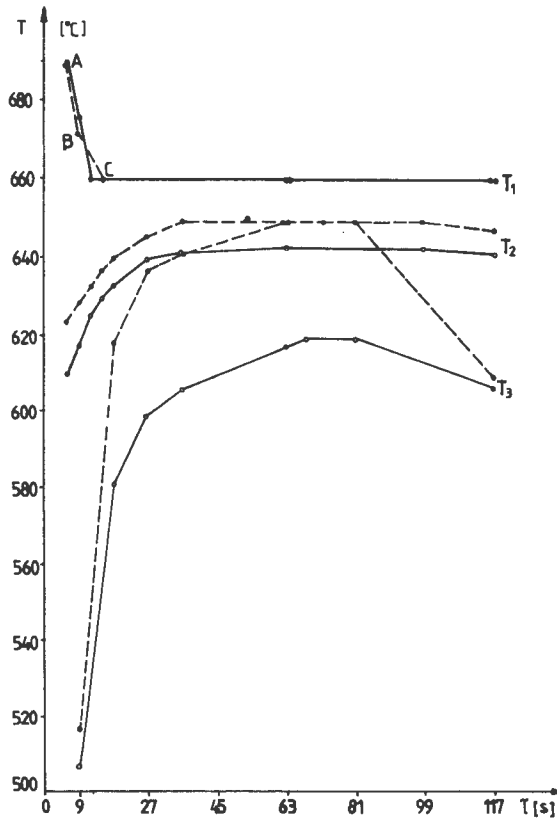


Rys. 15. Rozmieszczenie punktów pomiarowych temperatury: a) w kokili stalowej, b) w próbniku EO 10

działania pola magnetycznego (rys. 12b). Warstwa zakrzepła przy odlewaniu w WRPM posiada znaczne nierówności oraz dziury świadczące o nadtopianiu i odrywaniu rosnących fragmentów dendrytów od powierzchni rozdziału faz przez poruszający się względem frontu krzepnięcia ciekły metal.

Metodą wylewania określono również szybkość przyrostu warstwy zakrzepłej przy odlewaniu wlewków z aluminium AO o wymiarach $\phi 51 \times 180$ mm, krzepnących w kokili stalowej cienkościenniej o grubości ścianki 4,5 mm (tab. 1). Wyniki tych badań przedstawiono na wykresie (rys. 13).

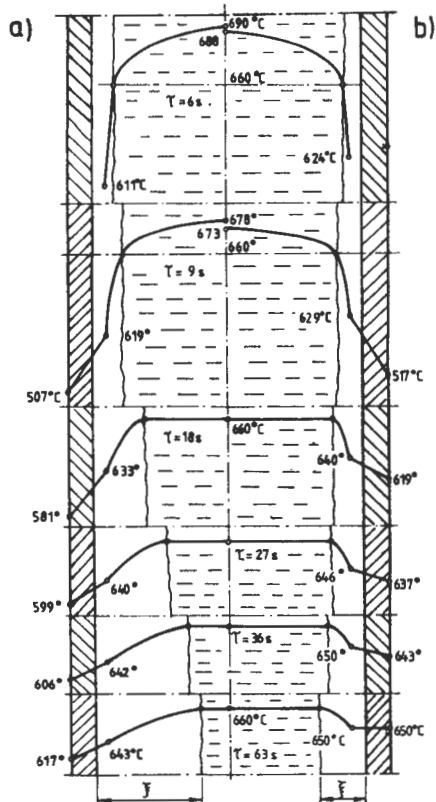
Na rysunku 14 przedstawiono przekrój osiowy przez zakrzepłą część wlewka z aluminium Al 99,7 w kokili stalowej po 36 s w trady-



Rys. 16. Krzywe stygnięcia wlewków ϕ 51 x 180 mm z Al 99,7 krzepnących w cienkościennej kokili bez działania WRPM (linia ciągła) i pod wpływem WRPM (linia przerywana): T_1 - temperatura w osi odlewu, T_2 - temperatura 2 mm od powierzchni zewnętrznej odlewu, T_3 - temperatura na powierzchni zewnętrznej kokili

cyjnych warunkach (rys. 14a) i pod działaniem WRPM (rys. 14b). Obydwie zakrzepłe części wlewków posiadają charakterystyczną makrostrukturę dla odlewów wykonanych bez WRPM i odlanych przy oddziaływaniu WRPM na proces krzepnięcia. Ukształtowanie typowego gładkościennego frontu krzepnięcia uzyskanego po wylaniu niezakrzepłej części wlewka przy odlewaniu bez działania WRPM i przy jego działaniu przedstawiają odpowiednio rysunki 14a i 14b.

Badania przyrostu warstwy zakrzepłej dowodzą, że już w czasie zalewania tworzą się heterogeniczne zarodki krystalizacji na ściankach kokili stalowej i występuje egzogeniczne krzepnięcie metalu, w wyniku

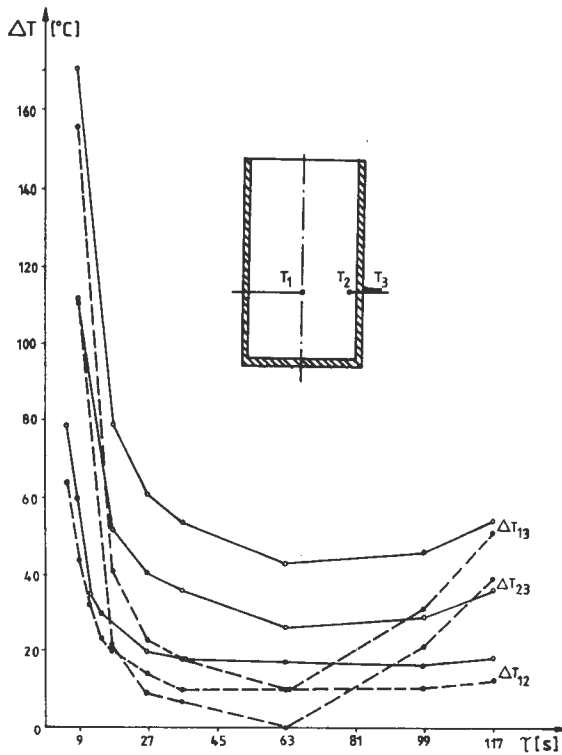


Rys. 17. Rozkład temperatury we wlewkę z Al 99,7 krzepnącym w kokili cienkościennej: a) w warunkach tradycyjnych, b) przy działaniu WRPM

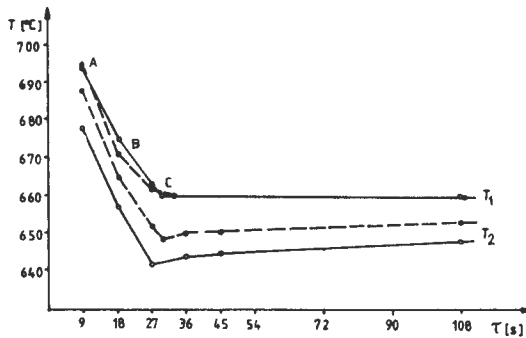
czego, w chwili zakończenia zalewania, grubość warstwy zakrzepłej przy odlewaniu bez pola i w polu wynosi około 4 mm.

Podobnie, lecz znacznie mniej intensywnie, przebiega proces przy krzepnięciu Al 99,99 w formie skorupowej, jaką jest próbnik EO 10. Przy odlewaniu w WRPM przyrost warstwy zakrzepłej w wyniku kierunkowego wzrostu dendrytów zostaje z biegiem czasu coraz bardziej hamowany, a krystalizacja kierunkowa przechodzi w objętościową.

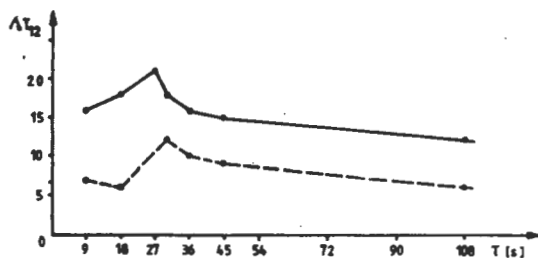
Na jakość struktury pierwotnej odlewu, oprócz własności fizykochemicznych metalu, istotny wpływ mają procesy ciepłne. Intensywność przebiegu procesów ciepłnych, związanych także z ruchem ciekłego metalu w formie, decyduje o polu temperatury w odlewie. Zatem celowe będzie porównanie rozkładów temperatury w odlewie krzepącym w warunkach statycznych i dynamicznych.



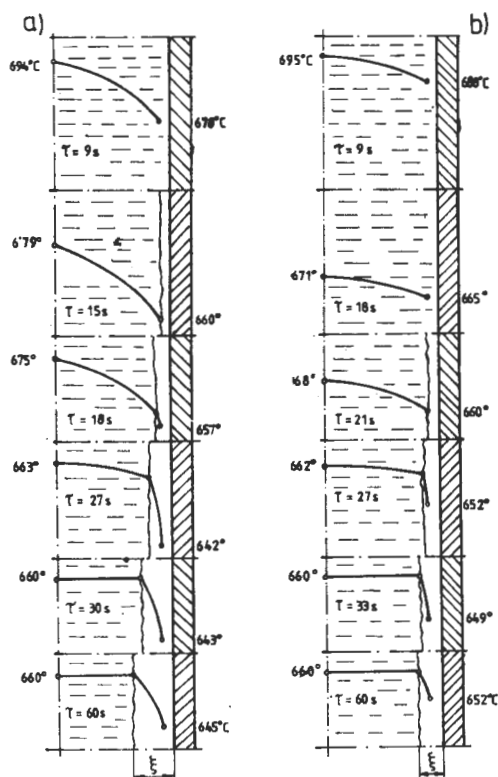
Rys. 18. Zmiana rozkładu temperatury w procesie krzepnięcia wlewka ϕ 51 x 180 mm z Al 99,7 w kokili stalowej cienkościennej: linia ciągła - odlewanie bez pola, linia przerywana - odlewanie pod działaniem WRPM



Rys. 19. Krzywe stygnięcia Al 99,99 krzepnącego w próbniku EO 10 bez działania WRPM (linia ciągła) i pod wpływem WRPM (linia przerywana): T_1 - temperatura w osi próbki, T_2 - temperatura przy powierzchni próbki



Rys. 20. Zmiana rozkładu temperatury na przekroju poprzecznym w procesie krzepnięcia Al 99,99 w próbniku EO 10: linia ciągła - odlewanie bez pola, linia przerywana - odlewanie w WRPM



Rys. 21. Rozkład temperatury podczas krzepnięcia Al 99,99 w próbniku EO 10: a) w warunkach tradycyjnych, b) przy działaniu WRPM

Rozkład temperatury w układzie odlew-forma wyznaczono na podstawie pomiarów za pomocą termoelementów rozmieszczonych jak na rysunku 15. Pomiarów dokonywano przy krzepnięciu wlewka z aluminium AO o wymiarach $\phi 51 \times 180$ mm odlewany w kokili stalowej o grubości ścianki 4,5 mm bez pokrycia izolacyjnego. Stosowano temperaturę zalewania 1003 K (730°C). Przebieg temperatury rejestrowano przy krzepnięciu odlewów bez działania WRPM i przy jego oddziaływaniu przez czas równy 10 s. Indukcja B wirującego rewersyjnego pola magnetycznego wynosiła 0,05 T, a częstotliwość rewersji 1,11 Hz. Wyniki pomiarów temperatury przedstawia rysunek 16, na którym krzywe stygnięcia odlewu w poszczególnych punktach pomiarowych są średnią z pięciu pomiarów.

Na podstawie krzywych stygnięcia i wyników pomiaru przyrostu warstwy zakrzepłej przedstawiono na rysunku 17 rozkład temperatury w krzepnącym odlewie bez i przy oddziaływaniu wirującego rewersyjnego pola magnetycznego. Również opierając się na krzywych stygnięcia (rys. 16) obliczono spadki temperatury ΔT_{13} , ΔT_{12} , ΔT_{23} i przedstawiono je na rysunku 18 w funkcji czasu krzepnięcia odlewu.

Podobne pomiary temperatur przeprowadzono przy krzepnięciu aluminium AR 1 w próbniku EO 10 stosowanym w metodzie ATD. Pomiarów temperatury dokonywano przy krzepnięciu próbek w warunkach normalnych i pod działaniem WRPM o parametrach: $t_{od} = 30$ s, $f_r = 1,11$ Hz, $B = 0,025$ T. Wyniki pomiarów w takiej samej formie jak w wypadku krzepnięcia aluminium w kokili przedstawiono na rysunkach 19-21.

4. Teoria procesu krystalizacji i krzepnięcia odlewu w wirującym rewersyjnym polu magnetycznym na podstawie uzyskanych wyników badań

Tworzenie się struktury pierwotnej we wlewkach z czystych metali rozważać można jako proces powstawania trzech stref krystalicznych na poprzecznym przekroju odlewu. Wymiary tych stref uwarunkowane są poza odlewniczymi czynnikami technologicznymi oraz stanem fizykochemicznym ciekłego metalu również działaniem zewnętrznych czynników fizycznych, w tym także wirującego rewersyjnego pola magnetycznego wywołującego celowy, sterowany ruch krzepnącego metalu.

Próbę wyjaśnienia mechanizmu krystalizacji i krzepnięcia odlewu pod działaniem WRPM oparto na wynikach badań procesu krystalizacji metodą ATD na wynikach pomiarów przyrostu warstwy zakrzepłej i na wynikach pomiarów rozkładu temperatury w odlewie, a także wzięto pod uwagę wyniki badań zawarte w podrozdziale 2:

Proces krzepnięcia aluminium w formie cylindrycznej można podzielić zgodnie z teorią procesu krzepnięcia odlewu na następujące okresy:

- 1) zapełnianie formy ciekłym metalem,
- 2) oddawanie ciepła przegrzania,
- 3) krystalizacji odlewu,
- 4) stygnięcia odlewu zakrzepłego w formie,
- 5) stygnięcia odlewu wybitego (wyjętego) z formy.

Do rozważań nad procesem krzepnięcia odlewu w WRPM przyjęto tylko trzy pierwsze etapy, bowiem tylko one decydują o jakości struktury pierwotnej odlewu, przy czym, jak wykazały pomiary przyrostu war-

stwy zakrzepłej (rys. 11, 13), trzeba przyjąć, że proces krystalizacji aluminium w kokili, a także w próbniku EO 10 rozpoczyna się już w czasie wypełniania formy, a zatem etapy te należy rozważać wspólnie.

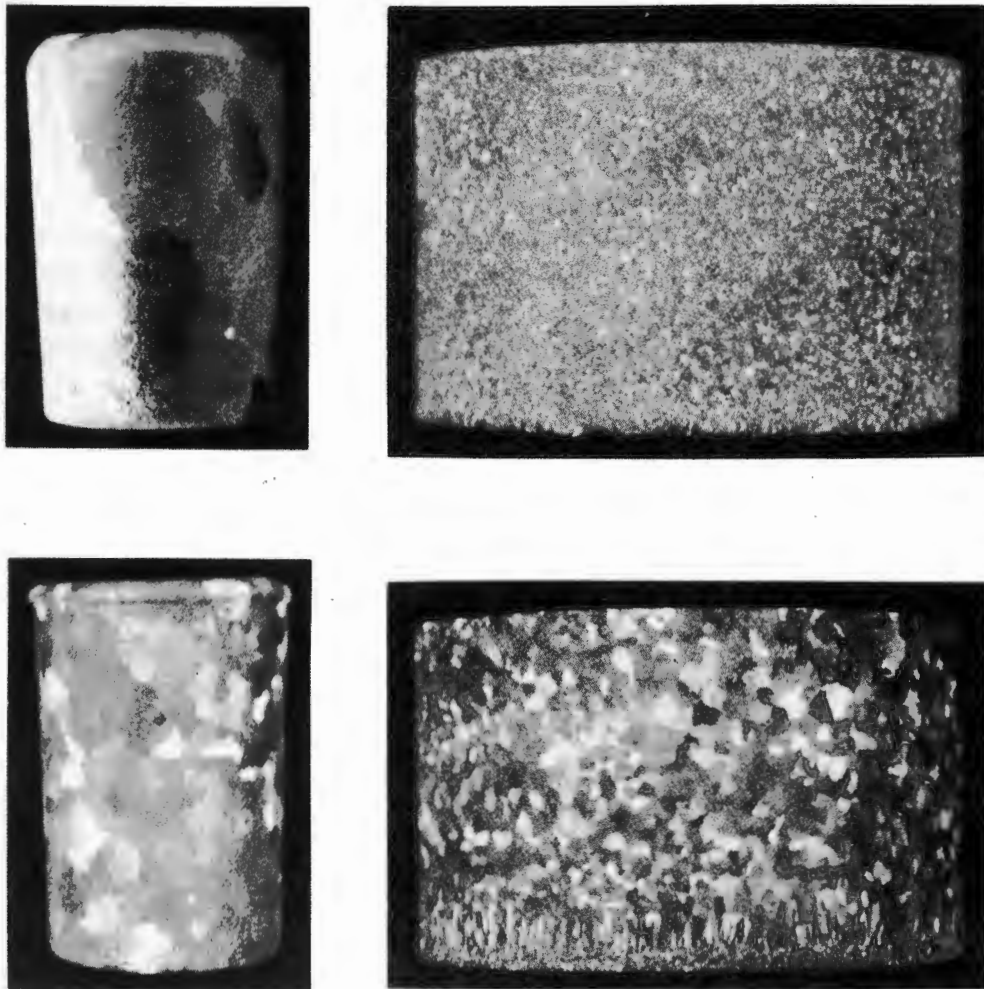
W czasie zalewania formy rozpoczyna się stygnięcie ciekłego metalu i oddawanie ciepła przegrzania rejestrowane przez termoelement umieszczony w osi odlewu. Jednocześnie na ściankach formy, po osiągnięciu przez warstwę przyścienną ciekłego metalu wymaganego przechłodzenia, rozpoczyna się proces krystalizacji związany z heterogenicznym powstawaniem zarodków i wzrostem kryształów.

W okresie dalszego wypełniania formy ciekłym metalem działa wirująca rewersyjna pole magnetyczne wymuszające intensywny obrotowo-rewersyjny ruch fazy ciekłej, najpierw względem ścianki formy, a następnie względem utworzonego już frontu krystalizacji.

W związku ze zmianą warunków wymiany ciepła na powierzchni rozdziału (większy współczynnik wymiany ciepła λ), z warstwy przyściennej ciekłego metalu zostaje w jednostce czasu odprowadzona większa ilość ciepła do ścianki formy (przy odlewaniu w WRPM), a zatem w tej strefie panuje większe przechłodzenie. Wystąpienie większego lokalnego przechłodzenia w warstwie przyściennej odlewu objawia się zwiększoną ilością mniejszych heterogenicznych zarodków krystalizacji, na których nastąpił wzrost kryształów zamrożonych. Dowodem tych zmian jest zwiększona ilość i mniejsze wymiary ziaren na powierzchni zewnętrznej próbek odlewanych pod działaniem WRPM (rys. 22).

Można również przyjąć hipotezę zbliżoną do teorii kryształów zamrożonych B. Chalmersa [21] i teorii kryształów odrywających się od ścianki formy A. Ohno [22], że wymuszony ruch cieczy względem ścianki formy powoduje odrywanie wzrastających ziaren na heterogenicznych zarodkach krystalizacji, a w tych miejscach powstają nowe zarodki i kryształy, lecz z cieczy bardziej przechłodzonej, zatem w większej ilości i o mniejszych wymiarach. Oderwane kryształy przenoszone są przez będący w ruchu ciekły metal do środkowej części odlewu, gdzie mogą stać się nowymi ośrodkami krystalizacji, a w szczególności w przechłodzonej warstwie fazy ciekłej przylegającej do frontu krystalizacji. Po ustaniu ruchu fazy ciekłej, czyli po wyłączeniu działania WRPM, następuje opadanie tych kryształów na dno wlewka w wyniku różnicy gęstości metalu w stanie ciekłym i stałym.

Wymienioną hipotezę może potwierdzić porównanie próbek na rysunku 14 a, b, a także kształt frontu krystalizacji uzyskany po wylaniu niezakrzepłej części odlewu, posiadający znaczne nierówności i dziury po oderwanych kryształach lub zespołach kryształów (rys. 12).



Rys. 22. Wielkość i ilość kryształów na powierzchniach zewnętrznych próbek odlanych: a) w próbniku EO 10 z Al 99,99 bez pola (z lewej) i pod działaniem WRPM (z prawej), b) w kokili stalowej z Al 99,7 bez pola (z lewej) i pod działaniem WRPM (z prawej)

Zmiana warunków wymiany ciepła wywołana przez wymuszony ruch ciekłego metalu powoduje, że czas oddawania ciepła przegrzania τ_2 (zakładając stałość czasu zalewania τ_1) przy odlewaniu w WRPM, wyznaczony na podstawie krzywej stygnięcia rejestrowanej przez termoelement umieszczony w osi odlewu, jak również przy rejestracji krzywych stygnięcia w pobliżu ścianki formy (rys. 15, 16, 19), jest o 11-25% dłuższy od tego samego okresu przy odlewaniu bez oddziaływania pola magnetycznego. Wzrost τ_2 o 11% dotyczy odlewu krzepnącego w for-

mie skorupowej (próbnik EO 10), natomiast wzrost o 25% dotyczy odlewania w kokili cienkościennej wlewka o średnicy 51 mm. Tak znaczne wydłużenie czasu oddawania ciepła przegrzania widoczne jest zarówno na krzywych stygnięcia i krystalizacji (rys. 7) uzyskanych metodą ATD (dłuższy średni czas SO), jak i na krzywych stygnięcia aluminium w kokili cienkościennej (rys. 16) i próbniku EO 10 (rys. 19). Powodem zwiększonego czasu obniżania się temperatury ciekłego metalu od $T_{\text{zał}}$ do T_{kr} jest początkowo szybkie nagrzewanie się ścianki formy od ciekłego metalu będącego w ruchu i związane z tym wystąpienie większych oporów cieplnych formy i zakrzepłej warstwy względem strumienia ciepła.

Na wytworzonych heterogenicznych zarodkach krystalizacji (próbnik EO 10) lub na kryształach zamrożonych (kokila) postępuje odpowiednio egzogeniczne szorstkościenne lub gładkościenne krzepnięcie aluminium.

Wymuszony ruch ciekłego metalu względem frontu krzepnięcia i wyższa temperatura ścianki formy powodują również utrzymywanie się wyższej temperatury w zakrzepłej warstwie metalu (rys. 17, 21) przy odlewaniu w WRPM, niż w analogicznej części bez działania pola magnetycznego na proces krzepnięcia. Takie warunki odprowadzania ciepła przyczyniają się do wystąpienia mniejszych różnic temperatury ΔT_{12} na przekrojach poprzecznych obu odlewów (rys. 17, 18, 20, 21) oraz w układzie odlew-kokila cienkościenne (ΔT_{13} i ΔT_{23} , rys. 17, 18). Te z kolei prowadzą do zmian w szybkości przyrostu warstwy zakrzepłej.

W czystych metalach o szybkości przyrostu warstwy zakrzepłej decyduje głównie gradient temperatury w odlewie; im on jest większy, tym następuje szybszy wzrost kryształów. Duży gradient temperatury w odlewie łączy się z dużym spadkiem temperatury na froncie krystalizacji (ciepło krystalizacji szybko odprowadzane przez zakrzepłą warstwę), a także z dużym strumieniem ciepła oddawanym przez odlew. Wystąpienie takich warunków tworzy podstawy do ciągłego, kierunkowego i szybkiego wzrostu kryształów słupkowych w czasie krystalizacji odlewu. Warunki takie panują przy krzepnięciu odlewu bez oddziaływania pola, świadczą bowiem o tym zarówno struktura odlewów wzorcowych (rys. 2a, 3a, 4a, 8a), jak i rozkład temperatury (rys. 17, 18, 20, 21).

Mniejsze różnice temperatur przy odlewaniu w WRPM (rys. 18, 20) powodują wolniejszy przyrost warstwy zakrzepłej (rys. 11, 13), a poza tym wzrost kryształów słupkowych (dendrytów) zostaje praktycznie zahamowany przy krzepnięciu w próbniku i kokili po upływie odpowiednio 90-120 s i około 36 s. Powyższe spostrzeżenie potwierdza ana-

lizę procesu krystalizacji (krystalizacja kierunkowa i objętościowa) przeprowadzoną metodą ATD (p. 3.1).

Wzrost kryształów słupkowych przy krzepnięciu odlewu bez oddziaływania pola przebiega równolegle do strumienia cieplnego; główne osie kryształów skierowane są prostopadle do powierzchni zewnętrznej odlewu (rys. 2a). Przy odlewaniu aluminium w kokilach pod działaniem WRPM kierunek wzrostu kryształów słupkowych zmienia się zgodnie ze zmianą kierunku wirowania WRPM i jest do niego styczny, w wyniku czego powstają kryształy faliste (rys. 5). Kierunek wzrostu kryształów jest przeciwny do kierunku ruchu strumienia ciekłego metalu. Zmiana kierunku wzrostu kryształów nie jest jeszcze w literaturze jednoznacznie wyjaśniona, według Chalmersa [23] przyczyną zmiany kierunku wzrostu jest ruch cieczy, a mechanizm wzrostu podobny jest do teorii wzrostu kryształu według Czernyszewa [17]. D. Turnbull i współautorzy [24] twierdzą, że zmiana kierunku wzrostu kryształu nie jest związana bezpośrednio z ruchem cieczy, a ze zmianą kierunku strumienia cieplnego wywołaną tym ruchem. W tej ostatniej teorii można tłumaczyć powstawanie kryształów falistych.

Zahamowanie wzrostu kryształów słupkowych (krystalizacji kierunkowej) jest wynikiem nagromadzenia się w środkowej części odlewu cząstek fazy stałej i rozpoczęcia krystalizacji objętościowej. Źródłem cząstek fazy stałej, w tym także zarodków, mogą być wszystkie te zjawiska, które zostały przedstawione w pracach [25-27, 21, 22], a dotyczące tworzenia się strefy kryształów równoosiowych w odlewie. Do tych mechanizmów należą:

- przenoszenie przez ruchy konwekcyjne kryształów zamrożonych do środkowej części odlewu,
- odrywanie się kryształów od ścianki formy pod wpływem konwekcji ciekłego metalu,
- rozmnażanie (fragmentacja) kryształów przez koagulację oraz nadtapianie pod wpływem fluktuacji temperatury, a także odłączanie mechaniczne wywołane ruchem cieczy,
- powstawanie kryształów na swobodnej powierzchni i przemieszczanie się ich w dół ciekłego metalu, gdzie są roznoszone przez konwekcję w całej objętości ciekłej fazy,
- zarodkowanie metalu w zewnętrznej, przechłodzonej warstwie ciekłego metalu, stykającej się z frontem krystalizacji ziarn słupkowych.

Wymienione mechanizmy zachodzą w wyniku naturalnych zjawisk przebiegających w czasie krzepnięcia odlewu i wywołanych między in-

nymi różnicą temperatury i gęstości ciekłego metalu, różnym sposobem napełniania wnęki formy itp.

Oddziaływanie WRPM wywołuje znacznie intensywniejszy ruch ciekłego metalu, a zatem i intensywność przebiegu zjawisk przyczyniających się do tworzenia strefy kryształów równoosiowych jest większa. Świadczy o tym stwierdzony w przeprowadzonych badaniach mechanizm odrywania kryształów z powierzchni rozdziału faz wywołany "mechaniczną i termiczną erozją frontu krzepnięcia".

Zjawisko mechanicznego odrywania fragmentów kryształów zostało już opisane przy okazji tworzenia zarodków i strefy kryształów zamrożonych (rys. 12). Należy jeszcze dodać, że temu mechanizmowi sprzyja chwilowy wzrost temperatury na froncie krystalizacji, a będący wynikiem przemieszczania przez siły elektrodynamiczne ciekłego metalu o wyższej temperaturze ze środkowej części odlewu na front krystalizacji. Lokalne podwyższenie temperatury frontu krystalizacji jest przyczyną nadtopiania rosnących kryształów, w szczególności dobrze rozwiniętych dendrytów (rys. 12a), w tym także, w połączeniu z ruchem cieczy, ich fragmentacji. Cząstki fazy stałej, wytworzone w ten i podobny sposób, przenoszone są do środkowej części odlewu, gdzie mogą wzrastać i opadać na dno wlewką w początkowej fazie krystalizacji (rys. 14a, b). Pozostałe fragmenty, w miarę obniżania się gradientu temperatury w odlewie, a co za tym idzie i obszaru przechłodzonego przed frontem krystalizacji, stanowią ośrodki krystalizacji objętościowej.

Pomiary temperatury dowodzą, że z upływem czasu krzepnięcia różnice temperatury na przekroju poprzecznym odlewu (ΔT_{12}) maleją zarówno przy odlewaniu bez pola, jak i w polu (rys. 18 i 20, 17 i 21). Wytworzony już w czasie zalewania mniejszy gradient temperatury w odlewie krzepnącym pod działaniem WRPM maleje ze swojego "niższego poziomu" przez cały okres krystalizacji, zachowując warunek: ΔT_{12} (w polu) $<$ ΔT_{12} (bez pola).

Reasumując można stwierdzić, że wirujące rewersyjne pole magnetyczne wywołując ruch ciekłego metalu w formie zmieniajsza różnice temperatury na przekroju poprzecznym odlewu i powoduje zjawisko termicznej i mechanicznej erozji frontu krystalizacji, tworząc tym samym warunki do szybszego przejścia od krystalizacji kierunkowej odlewu do krystalizacji objętościowej.

Literatura

1. Abramow W.: Krystalizacja metali w ultrazwukowym polu, Metalurgia, Moskwa 1972.
2. Angelow C.: Primienienije ultrazwuka w promyszlennosti, Maszynostrojenije - Technika, Moskwa - Sofia 1975.
3. Campell J.: Review of the Effects of Vibration During Solidification. Crosworth Research and Develop, LTD, Worcester 1977.
4. Fischer T. P.: Brit. Foundryman, 1973, t. 66, nr 3 s. 71.
5. Sutyryn G. W.: O wlijanii wibracyi niskoj czastoty na skorost' zarożdienija centrow krystalizacyi, Izw. AN SSSR, Metalły 1977, nr 4, s.
6. Shukla D. P. i in.: Indian Foundry J., 1980, nr 1, s. 1.
7. Mikelson A. E. i in.: Elektrodinamiczeskoje wozbużdienije i izmierienije kolebanij w metallah, Zinatie, Riga 1979.
8. Griuzin W. G., Bugrow N. C., Markow A. W.: Izw. AN SSSR, Czernaja Metalurgia, 1970, nr 5, s. 56.
9. Szajnar J.: Praca doktorska, Politechnika Śląska 1986.
10. Gawroński J., Szajnar J.: Postępy Technologii Maszyn i Urzędzeń, z. 4/1982, s. 13.
11. Gawroński J., Krajczy B., Szajnar J.: Patent PRL nr 134861, 1985.
12. Gawroński J., Szajnar J.: Krzepnięcie Metali i Stopów, t. X, 1985.
13. Gawroński J., Szajnar J.: Postępy Technologii Maszyn i Urzędzeń (w druku).
14. Israiloff P.: Z. Metallkunde, 1970, nr 10, s. 487.
15. Old C. F., Trevena P.: Metals Society, 1979, t. 13, nr 10, s. 432.
16. Vogel A.: The Solidification and Cast of Metals, Met. Society, 1979, t.13, nr 8, s. 378.
17. Wertie Ł. A.: Magnitnaja gidrodinamika w metalurgii, Metalurgia, Moskwa 1975.
18. Alberty N. i in.: Method to improve the structure of cast metal during continuous casting thereof, PAT. USA nr 3.981.345, 1976.
19. Jura S.: Podstawy teoretyczne metody ATD, Inst. Odlewn. Pol. Śl., STOP, Gliwice 1983.
20. Jura S., Sakwa J.: Przegląd Odlewnictwa, 1980, nr 1 i 2.
21. Chalmers B.: Journal Austr. Instit. Metall. 1963, t. 8, s. 225.
22. Ohno A.: The Solidification of Metals, Chijin Shoken, Tokyo 1980.
23. Chalmers B.: Principles of Solidification, J. Wiley Sons Inc., New York 1964.

24. Turnbull D., Cole G.: Transport Processes and Fluid Flow in Solidification, Metals Park, Ohio 1971.
25. Jackson K. A., Hunt J. D.: Transactions Metallurg. Society AIME, 1966, t. 236, s. 149.
26. Southin R. T.: Transaction Metallurg. Society AIME, 1967, t. 239, s. 220.
27. Witzke S., Riquet J., Durand F.: Acta Metallurgica, 1981, t. 29, s. 365.