

PROCESY ZACHODZĄCE NA FRONCIE KRYSZALIZACJI EUTEKTYKI Fe-GRAFIT i Al-Si

Edward GUZIK, Dariusz KOPYCIŃSKI, Radosław BORKOWSKI
Wydział Odlewnictwa AGH, 30-059 Kraków, ul. Reymonta 23

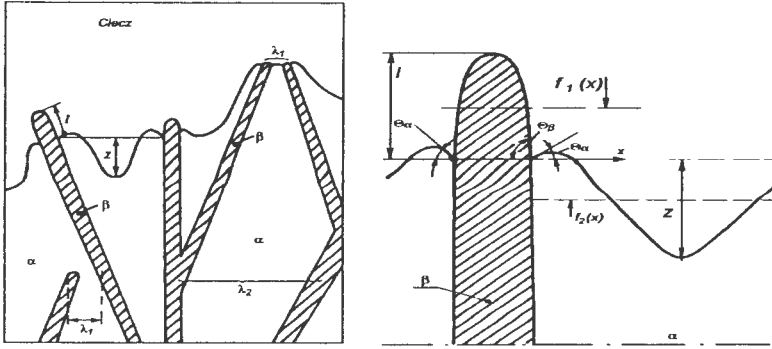
1. Wprowadzenie

Poznanie mechanizmu krystalizacji eutektyki, umożliwia świadome sterowanie tym procesem, a przez to uzyskiwanie pożądanej mikrostruktury stopu. Proces krystalizacji eutektyki zachodzi wg określonych praw fizycznych, wyrażanych przez odpowiedni zapis prawa wzrostu eutektyki, pozwalający kształtować parametr geometryczny takiej struktury, tj. odległość międzyfazową λ (szerokość dwóch faz).

W zakresie modelowania struktury eutektyki prowadzi się wiele prac, szczególnie w odniesieniu do eutektyki regularnej, nieregularnej czy globularnej, tej ostatniej w większości podczas krystalizacji objętościowej żeliwa sferoidalnego.

Procesy zachodzące na froncie krystalizacji eutektyki, prowadzą do uzyskania danej struktury, a zatem odpowiednich właściwości użytkowych stopu. Przyjmowane w modelowaniu struktury eutektyki nieregularnej kształty frontu krystalizacji, w ujęciu chronologicznym od roku 1966, zestawiono w pracy [1].

W przypadku eutektyki regularnej, front krystalizacji w przybliżeniu płaski jest utworzony z wielopłytkowej struktury złożonej z naprzemianległych płytek fazy α i β , natomiast w eutektyce nieregularnej, obserwuje się charakterystyczne zagłębienie w fazie nieścianowej (np. α (Al), czy γ -austenit) oraz zjawisko rozgałęziania się fazy ścianowej β' (np. płytka Si w siluminie, czy grafit w żeliwie). Pokazany na rysunku 1, zaproponowany w modelu własnym, kształt frontu krystalizacji, gdzie dodatkowo uwzględniono wyprzedzenie fazy ścianowej, względem fazy nieścianowej. Takie założenie kształtu frontu krystalizacji, umożliwia kolejne udoskonalenie prawa wzrostu eutektyki nieregularnej i jest najbardziej zbliżone do warunków rzeczywistych. Zjawisko to występuje na froncie krystalizacji eutektyki grafitowej γ (Fe) + grafit w żeliwie oraz eutektyki α (Al) + Si krystalizującej w siluminie.



Rys. 1. Uproszczony schemat frontu krystalizacji eutektyki nieregularnej wraz z oznaczeniem charakterystycznych wielkości

2. Założenia modelowe kształtu frontu krystalizacji

Cytowany często w literaturze model wzrostu eutektyki nieregularnej opracowany przez Magnina i Kurza [2] opracowany w roku 1987, zakłada lokalną nietrwałość frontu krystalizacji każdej z faz. Dla przypadku wzrostu eutektyki, kiedy lokalna odległość między płytkami fazy ścianowej osiąga wartość maksymalną, następuje rozgałęzienie się tej fazy. Występujące zagłębienie, zarówno na czole fazy ścianowej jak i nieścianowej opisano funkcją trzeciego stopnia, dającą w ostatnim etapie odpowiedni zapis prawa wzrostu eutektyki.

W proponowanym własnym modelu, przyjęto zmodyfikowany kształt frontu krystalizacji, charakteryzujący się wyprzedzeniem jednej fazy przez drugą (rys. 1). Do opisu kształtu frontu krystalizacji w obszarze faz α i β przyjęto, przy założeniu stałej prędkości wzrostu eutektyki v i stałego gradientu temperatury G , funkcję parzystą dwukwadratową:

$$f(x) = ax^4 + bx^2 + c \quad (1)$$

Równanie (1) otrzymano w wyniku założenia uproszczonego kształtu frontu krystalizacji dla obszaru pary płytek fazy ścianowej (β) i nieścianowej (α). Taki kształt frontu krystalizacji przyjęto w oparciu o pewne przesłanki teoretyczne wskazujące na konieczność uwzględnienia w modelowaniu fazy wiodącej (ścianowej), która wyprzedza drugą fazę o pewien dystans l , oraz wyniki fragmentarycznych obserwacji zamrożonego kształtu frontu krystalizacji eutektyki stopów Fe-C i Al-Si [1, 3].

Odpowiednie rozwiązanie tego równania, dla określonych warunków brzegowych i przy założeniu warunku nieizotermiczności frontu krystalizacji [1] pozwala wyznaczyć charakterystyczne parametry geometryczne, takie jak wyprzedzenie fazy ścianowej l oraz zagłębienie w fazie nieścianowej z :

$$l = \frac{15f_{\beta}^2}{7G\lambda^2 f_{\beta}^2 + 240\Gamma_{\beta}} \left[\left(\frac{m_{\beta} C_0 v}{D} (\Pi_{\beta}^{\Delta} - \frac{P}{f_{\beta}}) + \frac{Gf_{\beta} \operatorname{tg} \Theta_{\beta}}{30} \right) \lambda^3 + \frac{2\Gamma_{\beta} \lambda}{f_{\beta}} (\operatorname{tg} \Theta_{\beta} + \sin \Theta_{\beta}) \right] \quad (2)$$

$$z = \frac{15f_{\alpha}^2}{7G\lambda^2 f_{\alpha}^2 + 240\Gamma_{\alpha}} \left[\left(\frac{m_{\alpha} C_0 v}{D} (\Pi_{\alpha}^{\Delta} - \frac{P}{f_{\alpha}}) + \frac{Gf_{\alpha} \operatorname{tg} \Theta_{\alpha}}{1.5} \right) \lambda^3 + \frac{2\Gamma_{\beta} \lambda}{f_{\alpha}} (3 \operatorname{tg} \Theta_{\alpha} + \sin \Theta_{\alpha}) \right] \quad (3)$$

Pełne rozwiązanie zależności (2) i (3) zamieszczono w pracy [1].

Zastosowane oznaczenia:

- f - ułamek objętości fazy w eutektyce,
- Γ - długość kapilarna,
- m - współczynnik kierunkowy linii likwidus,
- C_0 - stężenie składnika,
- D - współczynnik dyfuzji składnika,
- P, K_1, K_2 - stałe materiałowe.

3. Weryfikacja kształtu frontu krystalizacji eutektyki

Zaproponowany w modelowaniu kształt frontu krystalizacji eutektyki nieregularnej, uwzględniający wyprzedzenie fazy ścianowej i charakterystyczne zagłębienie, zweryfikowano na przykładzie wyników badań kierunkowej krystalizacji eutektyki $\alpha(\text{Al})\text{-Si}$ oraz eutektyki grafitowej stopu Fe-C. Technika kierunkowej krystalizacji umożliwia prowadzenie procesu wzrostu eutektyki w warunkach kontrolowanych, przy znajomości gradientu temperatury G w cieczy na froncie krystalizacji i prędkości wzrostu eutektyki v . Szczegóły konstrukcyjne urządzenia oraz sposób przeprowadzenia kierunkowej krystalizacji opisano w pracy [1,4].

Stosowano prędkości przemieszczania próbki w zakresie $v = 1.38 \cdot 10^{-5} \div 1.11 \cdot 10^{-3}$ dla stopu Al-C (gradient temperatury $G = 195 \text{ K/cm}$) i $v = 2.78 \cdot 10^{-5} \div 1.81 \cdot 10^{-3}$ dla Al-Si (gradient temperatury $G = 105 \text{ K/cm}$).

W wyniku kierunkowej krystalizacji eutektycznych stopów Al-Si i Fe-C oraz przeprowadzanego zabiegu „zamrażania” krystalizujących próbek, uzyskano różnorodne kształty frontu krystalizacji, które dla przykładu pokazano na rysunku 2.

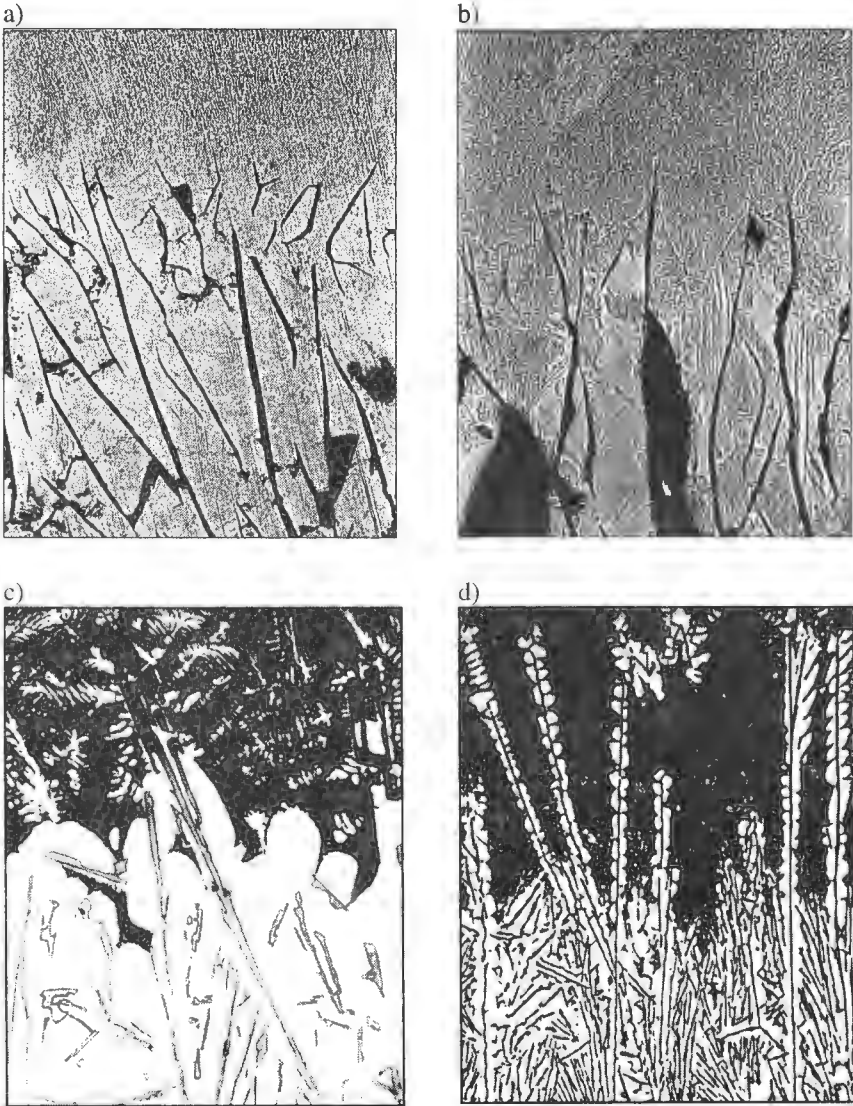
Obserwacje zorientowanych struktur eutektyki $\alpha(\text{Al})\text{-Si}$ oraz eutektyki grafitowej wykazują, że fazą wiodącą jest faz ścianowa (grafit bądź krzem). Wyniki doświadczalne zależności $\lambda = f(v)$ dla tych eutektyk związano w postaci zależności:

$$\text{dla Fe-C} \quad \lambda = 8.1 \cdot 10^{-6} \cdot v^{-0.69} \quad (4)$$

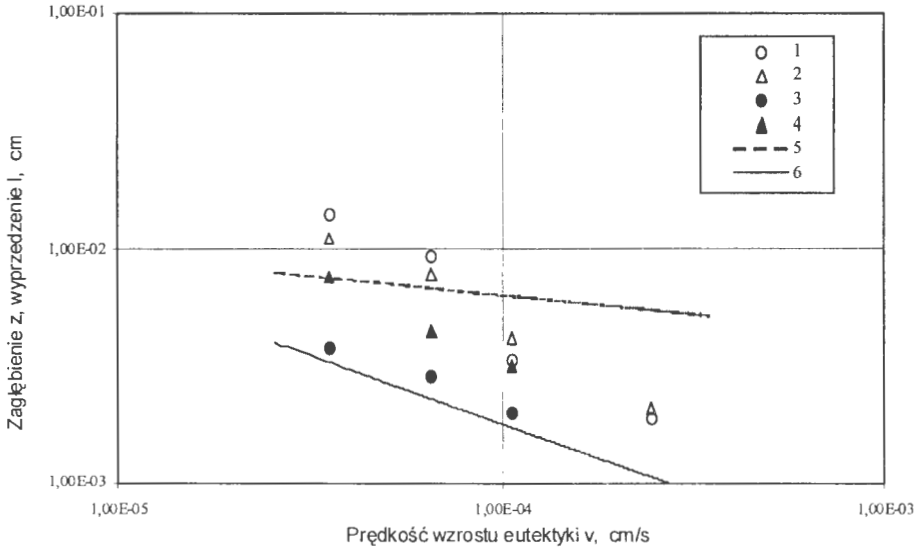
$$\text{dla Fe-C-S (0.008\%S)} \quad \lambda = 4.33 \cdot 10^{-5} \cdot v^{-0.56} \quad (5)$$

$$\text{dla Al-Si} \quad \lambda = 1.01 \cdot 10^{-4} \cdot v^{-0.3} \quad (7)$$

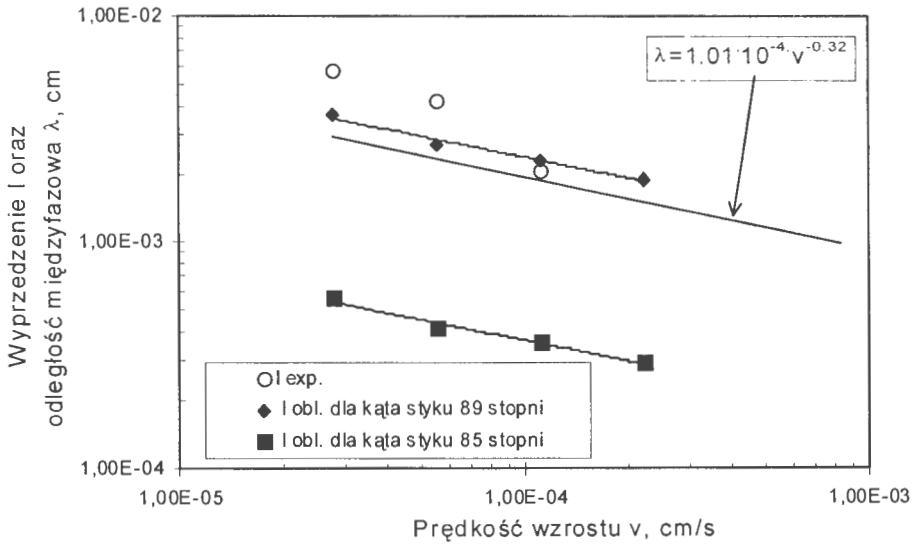
W miarę zwiększania prędkości przemieszczania frontu krystalizacji, odległość międzyfazowa λ , wartości wyprzedzenia kryształów ścianowych (grafitu, krzemu) oraz zagłębienia w fazie nieścianowej zmniejszają się, co pokazuje rysunek 3 i 4.



Rys. 2. Kształt frontu krystalizacji eutektyki grafitowej stopu Fe-C po krystalizacji kierunkowej z prędkością wzrostu $v = 1.06 \cdot 10^{-4}$ cm/s a) stop Fe-C, b) stop Fe-C-S (0.008%) oraz stopu Al-Si c) z prędkością wzrostu $v = 5.56 \cdot 10^{-5}$ cm/s, d) z prędkością wzrostu $v = 1.81 \cdot 10^{-3}$ cm/s. Zgłady trawione



Rys. 3. Porównanie wyników badań wpływu prędkości wzrostu v eutektyki grafitowej na wartość parametrów mikrostruktury, gdzie: 1 – $z_{eksp.}$ (stop Fe-C), 2 – $z_{eksp.}$ (stop Fe-C-S), 3 – $l_{eksp.}$ (stop Fe-C), 4 – $l_{eksp.}$ (stop Fe-C-S), 5 – $z_{obl.}$, 6 – $l_{obl.}$



Rys. 4. Wpływ prędkości wzrostu v i kąta styku Θ na wielkość wyprzedzenia l płytki krzemu w siluminie na tle obliczonych wartości odległości międzyfazowej λ

Reasumując wyniki badań można stwierdzić, że zastosowana w opisie kształtu funkcja parzysta dwukwadratowa umożliwia wyznaczenie wartości wyprzedzenia grafitu w stopach Fe-C. Natomiast wartości obliczone l dla eutektycznych siluminów odbiegają od pomiarów doświadczalnych przy założonym kącie styku $\Theta=85^\circ$. Biorąc pod uwagę wyniki badań tj. kąt styku zbliżony do 90° , otrzymano dobrą zgodność danych obliczeniowych z wynikami doświadczalnymi, co pokazuje rysunek 4. Przy większych prędkościach wzrostu v , pomiar parametru l jest praktycznie niemożliwy, z uwagi na efekt namrożenia jednej fazy na drugą i występujący efekt „halo”[5].

Na rysunku 3 pokazano także istotny wpływ siarki na podstawowe parametry geometryczne eutektyki grafitowej.

Kształt frontu krystalizacji eutektyki grafitowej w Fe-C, oraz eutektyki $\alpha(\text{Al})\text{-Si}$, wynikający z opisanego modelu (dla fazy ścianowej) jest bardzo zbliżony do rzeczywistego kształtu, co wynika z przeprowadzonych obliczeń (rys. 3 i 4) oraz obserwacji zamrożonego frontu krystalizacji (rys. 2), na którym wyeksponowano wyprzedzenie fazy ścianowej w stosunku do fazy nieścianowej. W procesie kształtowania struktury tej eutektyki, pierwszoplanową rolę odgrywa czynnik kapilarny jakim jest kąt kapilarny Θ , oraz czynnik dyfuzyjny - współczynnik dyfuzji składnika w cieczy D.

Literatura

1. Guzik E.: Dissertations Monographies, AGH Kraków 1995, Nr 15, s. 1+87
2. Magnin P., Kurz W.: Acta Metall., (1987) Nr 35, s. 1119
3. Major J.F., Rutter J.W.: Mat. Sci. and Tech., (1989) Nr 5, s. 645
4. Kopyciński D.: Rozprawa doktorska. AGH, Kraków 1998, s. 1+101
5. Gigliotti F., Colligan G., Powell G.: Metall. Trans., (1970) Nr 1, s. 891

Recenzował: dr hab. inż. Tadeusz Mikulczyński, prof. nadzw.