

ẢNH HƯỞNG CỦA TỐC ĐỘ NGUỘI, TỐC ĐỘ ĐÔNG ĐẶC ĐẾN SỰ HÌNH THÀNH PHA α -Al TRONG HỢP KIM ADC12 ĐÚC BÁN LÔNG

Lê Minh Đức^{1,*}, Nguyễn Văn Thuận¹, Nguyễn Hồng Hải²

¹Đại học Kỹ thuật Lê Quý Đôn

²Đại học Bách khoa Hà Nội

Tóm tắt

Bài báo trình bày ảnh hưởng của tốc độ nguội, tốc độ đông đặc đến sự hình thành pha α -Al trong hợp kim ADC12 khi rót trên máng có chiều dài 300 mm với góc nghiêng 45° vào khuôn có 4 bậc với chiều dày khác nhau (5, 10, 20 và 30 mm). Kết quả cho thấy, tại bậc 1 tốc độ nguội và tốc độ đông đặc đạt cực đại (138 K.s^{-1} và $0,43 \text{ s}^{-1}$) dẫn đến tỉ phần pha α -Al đạt giá trị lớn nhất 73,2%. Trong khi giá trị này tại bậc 2, 3 và 4 là 66,7%, 65,4% và 65% tương ứng với tốc độ nguội là 15,0, 14,6 và 9,8 K.s^{-1} . Kích thước của pha α -Al tăng dần từ bậc 1 ($\sim 30 \mu\text{m}$) đến bậc 4 ($\sim 80 \mu\text{m}$), trong khi hình thái nhánh cây α -Al đều trực với độ cầu hóa cao được duy trì tại tất cả các bậc. Tốc độ nguội nhỏ nhất để tổ chức nhánh cây α -Al đều trực hình thành khoảng 10 K.s^{-1} .

Từ khóa: Hợp kim ADC12; hợp kim Al-Si; đúc bán lông; tốc độ nguội; tốc độ đông đặc.

1. Đặt vấn đề

Hợp kim Al-Si được sử dụng rộng rãi trong công nghiệp chế tạo máy vì chúng có các đặc tính ưu việt như: khối lượng riêng nhỏ, hệ số dẫn nhiệt cao, tính đúc tuyệt vời, và tính hàn tốt. Trong họ hợp kim này thì hợp kim nhôm ADC12 (JIS-5302) được sử dụng phổ biến để đúc trong khuôn kim loại (đúc trọng trường, đúc áp lực) [1-2].

Cơ tính của hợp kim này ở trạng thái đúc được quyết định bởi rất nhiều yếu tố, trong đó tổ chức tế vi có tầm quan trọng hàng đầu. Có rất nhiều cách để thay đổi tổ chức tế vi của vật đúc như: Sử dụng chất biến tính, thay đổi tốc độ nguội, khuấy cơ học, khuấy điện từ, rung siêu âm, đúc gần nhiệt độ đường lông [3],... Trong đó, kỹ thuật thường được sử dụng nhất chính là thay đổi tốc độ nguội của hợp kim. Hiệu quả tăng lên khi kết hợp điều chỉnh tốc độ nguội và các biện pháp trên. Khi kết hợp với phương pháp đúc gần nhiệt độ đường lông dùng máng nghiêng làm nguội tạo mầm dị thể có chi phí thấp và cho tổ chức tế vi dạng cầu hoặc gần cầu [4].

Theo Haga và Kapranos [4], cơ chế bẻ gãy các nhánh cây đóng vai trò quan trọng trong quá trình kim loại lỏng chảy trên máng nghiêng làm nguội. Sự bẻ gãy các nhánh cây này có thể xảy ra trên bề mặt của máng nghiêng do các tinh thể nhánh cây trong kim loại đang đông đặc va chạm với nhau dưới tác dụng của lực trọng trường trên mặt máng.

* Email: duclm@lqdtu.edu.vn

Các phần tử rắn sau khi được bể gẫy dọc theo chiều dài của máng nghiêng sẽ được phát triển trong khuôn. Motegi và cộng sự [5] cũng cho rằng, các tinh thể kim loại được tạo ra trên máng nghiêng và di chuyển cùng hợp kim lỏng vào trong khuôn, và sau đó trở thành hạt trong khuôn tạo ra tổ chức tế vi nhỏ mịn. Tỷ phần pha rắn được hình thành ở cuối máng nghiêng và tốc độ thải nhiệt của khuôn đúc quyết định hình thái và kích thước của hạt. Do đó, việc xác định các tham số quá trình đông đặc (tốc độ nguội, tốc độ đông đặc) là rất cần thiết.

Tốc độ nguội được định nghĩa là tốc độ giảm nhiệt độ theo thời gian và ký hiệu là dT/dt . Tốc độ đông đặc có liên quan tới tốc độ nguội và trong trường hợp này có thể được định nghĩa là tốc độ tăng tỷ phần pha rắn theo thời gian, df_s/dt (1/s).

Tại Đại học Bách khoa Hà Nội, các nghiên cứu đã tìm ra được ảnh hưởng của tốc độ nguội, chất biến tính và các tham số công nghệ khác đến tổ chức tế vi và cơ tính của hợp kim nhôm A356.0, A413.0 và A390.0 [6-8].

Wang Shaozhu và cộng sự [9] chỉ ra rằng, tại các vị trí khác nhau do tốc độ nguội khác nhau nên tổ chức tế vi và độ cứng Vicker của chi tiết được chế tạo từ hợp kim ADC12 bằng phương pháp đúc ép gần nhiệt độ đường lỏng sẽ khác nhau. Về cơ bản, tại vị trí thành mỏng tổ chức tế vi sẽ nhỏ mịn và đồng đều hơn các vị trí khác.

Việc xác định ảnh hưởng của tốc độ nguội và tốc độ đông đặc đến sự hình thành pha α -Al của hợp kim ADC12 đúc gần nhiệt độ đường lỏng dùng máng nghiêng làm nguội còn chưa được thực hiện nhiều tại Việt Nam. Chính vì vậy, bài báo này tiến hành xác định ảnh hưởng của 2 tham số trên.

2. Thực nghiệm

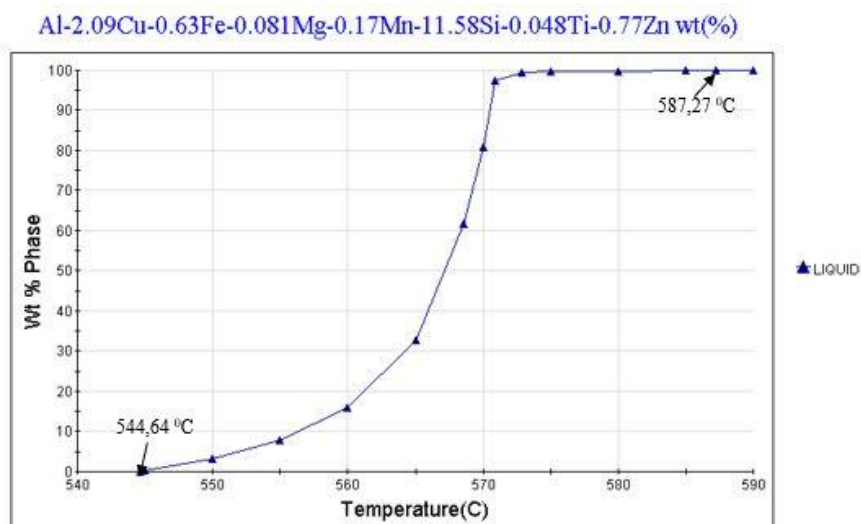
2.1. Đối tượng nghiên cứu

Hợp kim ADC12 (JIS-5302) có hàm lượng Si gần thành phần cùng tinh, sự có mặt của các nguyên tố khác (Cu, Zn, Fe) làm cho nó có một khoảng đông đặc nhất định. Theo ASTM SC102A, hợp kim này có nhiệt độ đường lỏng $T_L = 580,0^\circ\text{C}$, nhiệt độ đường đặc $T_S = 515,0^\circ\text{C}$ [10].

Hợp kim ADC12 trong nghiên cứu này có thành phần như trong bảng 1. Nhiệt độ đường lỏng và đường đặc xác định bằng phần mềm JmatPro lần lượt là : $587,5$ và $545,0^\circ\text{C}$ (Hình 1).

Bảng 1. Thành phần của hợp kim ADC12 nghiên cứu

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Al
11,58	0,63	2,09	0,17	0,08	0,77	0,05	0,02	0,06	Còn lại

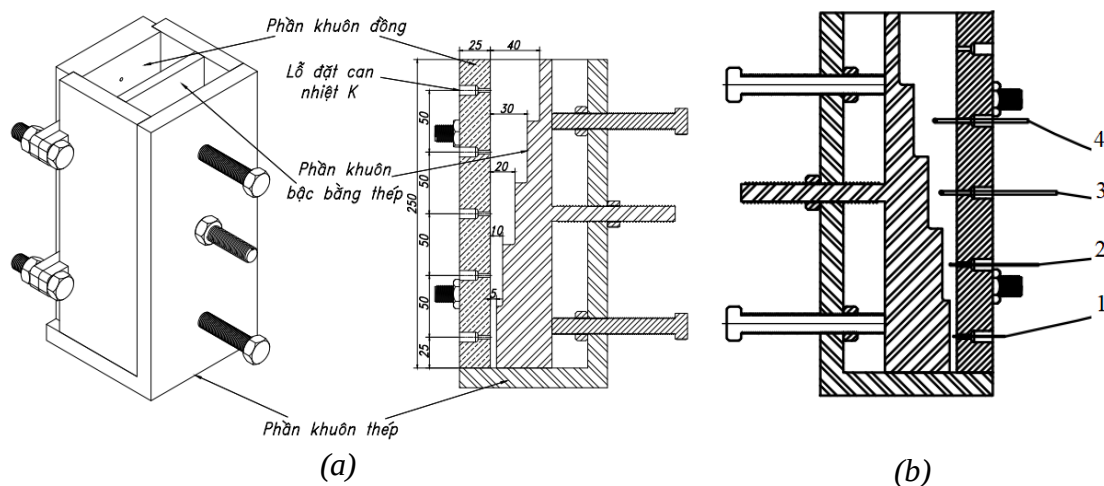


Hình 1. Nhiệt độ tới hạn của hợp kim ADC12 xác định bằng phần mềm JmatPro.

Hợp kim được nấu trong lò điện trở. Khối lượng một mẻ nấu là 2 kg. Trong quá trình nấu kim loại lỏng được che phủ bằng hỗn hợp muối có thành phần: 45 %KCl, 10 %NaF, 45 %NaCl; hỗn hợp muối khử khí và tinh luyện: 15 %Na₃AlF₆, 60 %NaCl, 35 %KCl, lượng dùng khoảng 10÷15 g nung khô ở 100°C từ 15 phút trở lên. Hợp kim lỏng được rót qua máng nghiêng 45°, chiều dài làm nguội 300 mm. Nhiệt độ rót: 610°C.

2.2. Cấu tạo khuôn đúc

Khuôn đúc bao gồm: một phần khuôn đồng có kích thước 250 x 100 x 25 (mm) để tăng tốc độ nguội cho hợp kim; một phần khuôn thép 5 bậc, các thành bên và đáy. Cấu tạo khuôn như trong hình 2a.



Hình 2. (a) Cấu tạo của khuôn đúc; (b) Vị trí đo nhiệt độ.



Hình 3. Sơ đồ bố trí thiết bị

1. Máng nghiêng làm nguội; 2. Khuôn đúc; 3. Thiết bị K-Thermocouple; 4. Can nhiệt loại K;
5. Hệ thống nước làm nguội; 6. Máy tính ghi dữ liệu nhiệt độ.

Sự thay đổi nhiệt độ của từng bậc và cuối máng nghiêng làm nguội được ghi lại bằng thiết bị K-Thermocouple dùng can nhiệt loại K. Thông qua thiết bị này có thể xác định được nhiệt độ kim loại lỏng tại từng thời điểm với bước thời gian là 0,25 s. Các bậc của khuôn được đo nhiệt độ tại vị trí tâm như hình 2b. Từ nhiệt độ đo được có thể tính toán tốc độ nguội, tỉ phần pha rắn và tốc độ đông đặc. Sơ đồ bố trí thiết bị được trình bày trong hình 3.

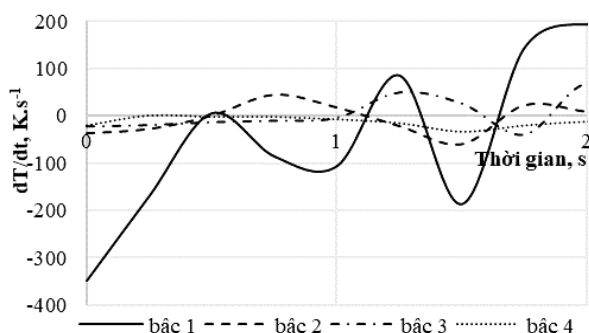
Tỉ phần pha rắn được xác định theo phương trình Scheil [11]:

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_M - T_L}{T_M - T} \right)^{\frac{1}{1-k}} \quad (1)$$

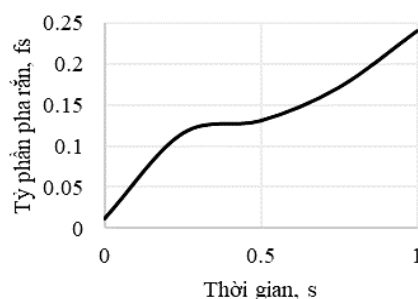
trong đó: T_M - nhiệt độ nóng chảy của nhôm nguyên chất ($^{\circ}\text{C}$); T_L - nhiệt độ lỏng của hợp kim ADC12 nghiên cứu ($587,5^{\circ}\text{C}$); T - nhiệt độ cần xác định tỉ phần rắn ($^{\circ}\text{C}$); k - hệ số phân bố, $k = 0,13$ với Si [12]; f_s - tỉ phần pha rắn tại một nhiệt độ cụ thể (%).

3. Kết quả và thảo luận

3.1. Tốc độ nguội của hợp kim



Hình 4. Tốc độ nguội của hợp kim ADC12 tại các bậc.



Hình 5. Tỉ phần pha rắn cuối máng nghiêng.

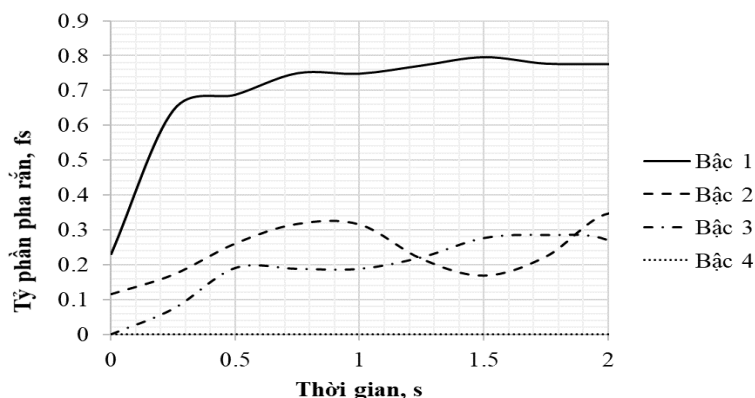
Hình 4 biểu diễn tốc độ nguội tại các bậc theo thời gian. Thấy rằng tốc độ nguội trung bình đạt cực đại tại thời điểm đầu tiên kim loại lỏng tiếp xúc với khuôn (138 K.s^{-1}) tại bậc 1, giá trị này tương ứng tại bậc 2, 3 và 4 lần lượt là $15,0$, $14,6$ và $9,8 \text{ K.s}^{-1}$.

Tốc độ nguội tại các bậc giảm dần theo thời gian do khuôn bị nóng lên và chiều dày vật đúc tăng. Tốc độ nguội có thời điểm đạt giá trị dương, điều này có thể được giải thích như sau: Khi kim loại lỏng đi qua máng nghiêng làm nguội đã tạo ra số lượng tâm mầm kết tinh dị thể đáng kể (Hình 5) kết hợp với tốc độ thải nhiệt nhanh của khuôn dẫn đến quá trình phát triển mầm xảy ra mãnh liệt, ẩn nhiệt kết tinh tỏa ra rất lớn làm tăng nhiệt độ trở lại. Tại bậc 1, quá trình này xảy ra rất sớm, giá trị tốc độ nguội đạt 5 K.s^{-1} tại $0,5$ giây đầu tiên và 85 K.s^{-1} ở thời điểm $1,25$ giây; tương ứng tại bậc 2 là 45 K.s^{-1} ở khoảng $0,75$ giây. Quá trình này xảy ra tại bậc 3 và 4 chậm hơn khá nhiều, $1,25$ giây tại bậc 3 và sau 2 giây đối với bậc 4.

3.2. Tỷ phần pha rắn và tốc độ đông đặc

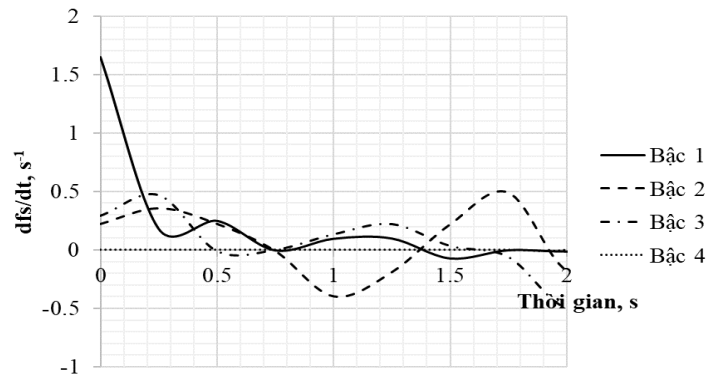
Tỷ phần pha rắn được xác định dựa theo phương trình Scheil (phương trình 1) và tốc độ đông đặc được xác định bằng sự thay đổi tỷ phần pha rắn theo thời gian df_s/dt . Sự thay đổi 2 giá trị này theo từng bậc được biểu diễn trong hình 6 và hình 7.

Nhận thấy, tỷ phần pha rắn tăng theo thời gian, nhanh nhất tại bậc 1 và chậm nhất tại bậc 4. Điều này là do tỷ phần pha rắn tỉ lệ thuận với tốc độ nguội. Khi tốc độ nguội nhanh, tạo điều kiện cho quá trình tạo mầm kết tinh, chính vì vậy tỷ phần pha rắn cũng như tốc độ đông đặc tăng lên nhanh chóng.



Hình 6. Tỷ phần pha rắn tại các bậc.

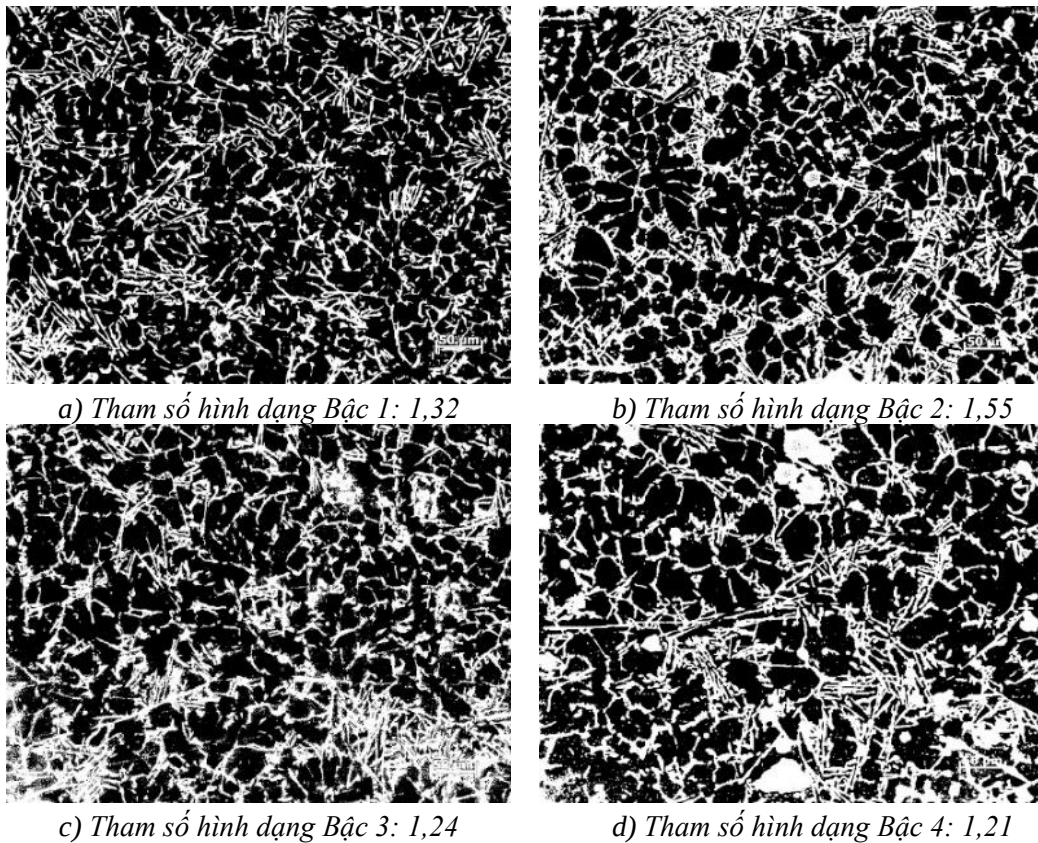
Tại bậc 1 và 2, tỷ phần pha rắn đạt khoảng 23 và 11% tương ứng với tốc độ đông đặc lần lượt là $0,43$ và $0,26 \text{ s}^{-1}$ ở giây đầu tiên hợp kim tiếp xúc với khuôn. Tỷ phần pha rắn có thời điểm giảm, hay là tốc độ đông đặc đổi dấu. Có thể giải thích là do quá trình tạo mầm kết tinh tạo ra ẩn nhiệt kết tinh rất lớn dẫn đến nhiệt độ tăng trở lại. Chính vì vậy, theo phương trình (1) tỷ phần pha rắn sẽ giảm.



Hình 7. Tốc độ đông đặc tại các bậc.

3.3. Ảnh hưởng của tốc độ nguội và tốc độ đông đặc đến sự hình thành pha α -Al

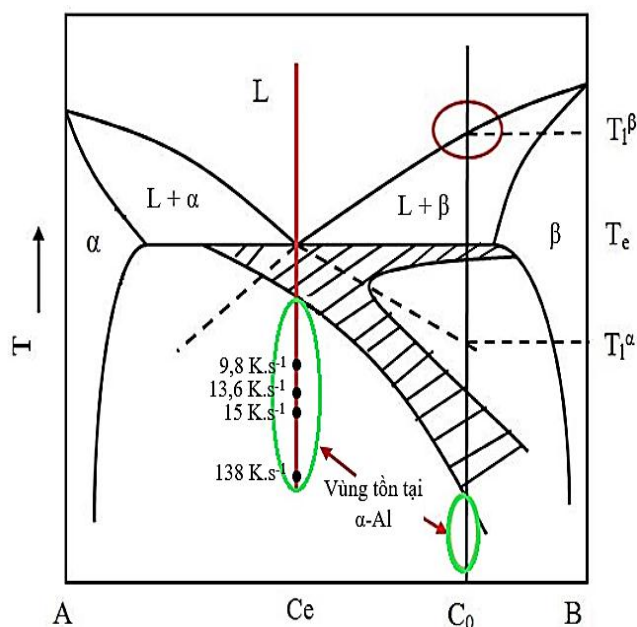
Sử dụng kính hiển vi Axiovert A2M để quan sát tổ chức tế vi. Mẫu quan sát tổ chức được cắt tại vị trí tâm của mỗi bậc. Ảnh hưởng của tốc độ nguội và tốc độ đông đặc đến sự hình thành pha α -Al trong hợp kim ADC12, được xác định thông qua kích thước và tỉ phần pha α -Al tại các bậc bằng cách sử dụng phần mềm ImageJ (Hình 8).



Hình 8. Phân tích tỉ phần pha và tham số hình dạng bằng phần mềm ImageJ.

Kết quả cho thấy, kích thước hạt α -Al nhỏ nhất ($\sim 30 \mu\text{m}$) đạt được tại bậc 1 ứng với tốc độ nguội đạt đến 138 K.s^{-1} . Kích thước hạt α -Al giảm dần theo các bậc, giá trị này tại bậc 4 khoảng $80 \mu\text{m}$ khi tốc độ nguội chỉ đạt $9,8 \text{ K.s}^{-1}$.

Tỉ phần pha α -Al (pha màu đen trong hình 8) lớn nhất đạt được tại bậc 1 là 73,2%, các kết quả tương ứng tại bậc 2, 3 và 4 lần lượt là 66,7%, 65,4% và 65%. Trong trường hợp tốc độ nguội nhỏ, pha cùng tinh phải được hình thành đầu tiên và chiếm tỉ lệ lớn. Tuy nhiên, tốc độ nguội ở đây rất lớn cho nên đã có sự lớn lên cạnh tranh giữa pha α -Al và cùng tinh. Tại bậc 1, tốc độ nguội và tốc độ đông đặc lớn (138 K.s^{-1} và $0,43 \text{ s}^{-1}$) nên pha α -Al được hình thành nhiều hơn. Tại các bậc còn lại, tốc độ nguội vẫn đủ lớn (bậc 2, 3 và 4 lần lượt là 15,0, 14,6 và $9,8 \text{ K.s}^{-1}$) để pha α -Al được hình thành đầu tiên nhưng do đã nằm sát vùng đông đặc cùng tinh và do tốc độ động đặc đã nhỏ hơn khá nhiều nên tỉ phần pha α -Al nhỏ hơn so với bậc 1. Có thể thấy rằng tốc độ nguội tới hạn để nhánh cây α -Al đều trực có thể hình thành là khoảng 10 K.s^{-1} (Hình 9).



Hình 9. Ngay ở nồng độ cùng tinh (C_e) khi mà tốc độ nguội đủ lớn thì pha α -Al vẫn hình thành. Tốc độ nguội càng lớn, tỉ phần pha α -Al càng lớn [13].

Tốc độ nguội và tốc độ đông đặc còn ảnh hưởng lớn đến mức độ cầu hóa của pha α -Al được hình thành. Mức độ cầu hóa được đánh giá thông qua tham số hình dạng: $F = p^2/4\pi.S$, trong đó p là chu vi của hạt, S là diện tích chiếm chỗ của hạt. Các đặc tính ở trạng thái bán lỏng là tốt nhất khi thông số hình dạng đó dần tới 1 (Bảng 2).

Bảng 2. Phân loại hạt theo tham số hình dạng [14]

Tham số hình dạng F	Hình dạng hạt cụ thể
$F = 1$	
$1 < F < 2$	
$2 \leq F \leq 3$	
$F > 3$	

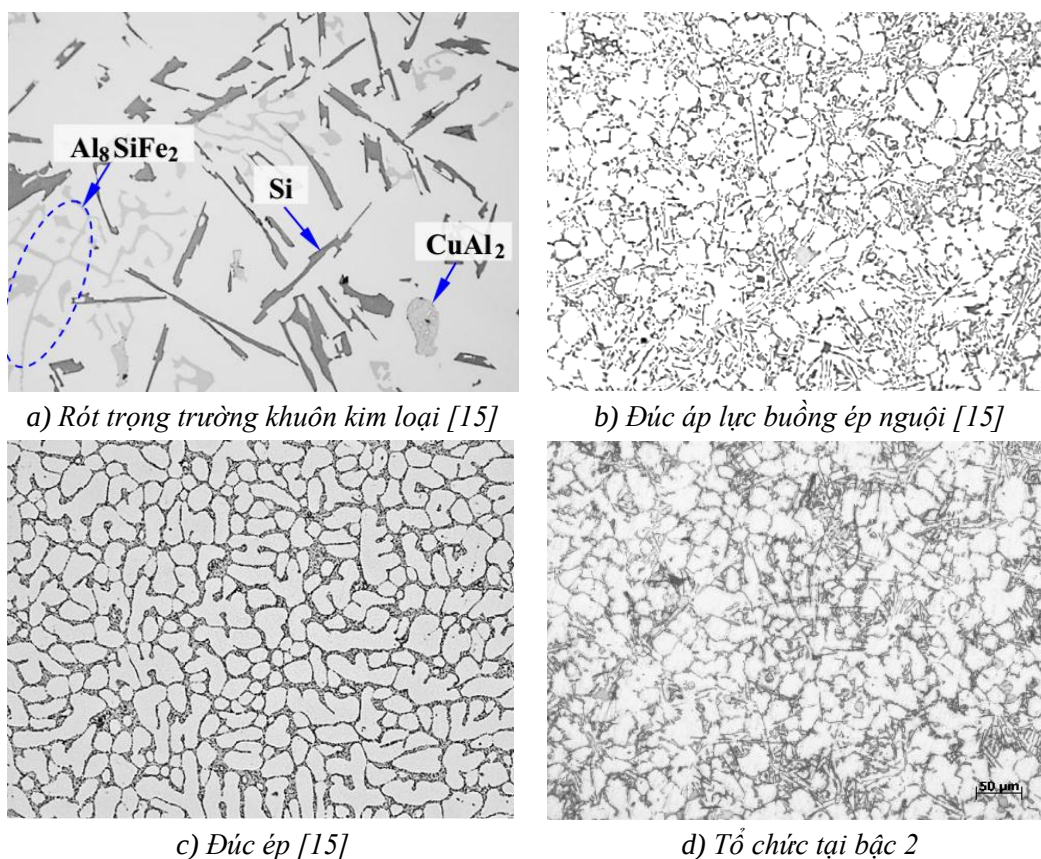
Sử dụng phần mềm ImageJ để xác định chu vi và diện tích chiếm chỗ của pha α -Al (pha màu đen) trong tổ chức như hình 8. Kết quả tham số hình dạng của hạt tại từng bậc được thể hiện trong bảng 3.

Bảng 3. Tham số hình dạng của các bậc

Bậc khuôn	Chu vi trung bình, p (μm)	Diện tích chiếm chỗ trung bình, S (μm^2)	Tham số hình dạng F
1	12,997	75,243	1,315
2	1,548	69,986	1,548
3	11,727	100,406	1,244
4	9,740	108,183	1,202

Có thể thấy, tham số hình dạng của tất cả các bậc đều nằm trong khoảng từ 1 đến 2, tức là hạt có cấu trúc dạng cầu hoặc gần cầu. Như vậy, tốc độ nguội ảnh hưởng rất lớn đến tỉ phần và hình thái của pha α -Al được hình thành.

Khi so sánh với kết quả trong [15] có thể thấy, kích thước và mức độ cầu hóa pha α -Al của nhóm nghiên cứu (Hình 10d) tốt hơn khá nhiều so với trường hợp rót trọng trường trong khuôn kim loại (Hình 10a), tương đương với công nghệ đúc áp lực buồng ép nguội (Hình 10b); khi so với công nghệ đúc ép thì mức độ cầu hóa cao hơn một chút (Hình 10c). Kích thước và sự phân bố của pha cùng tinh gần giống với trường hợp đúc áp lực nhưng thô hơn so với trường hợp đúc ép. Tuy nhiên, giá thành chế tạo thiết bị rẻ hơn rất nhiều so với các thiết bị trên.



Hình 10. Tổ chức của hợp kim ADC12 đối với công nghệ đúc khác nhau.

4. Kết luận

Tốc độ nguội và tốc độ đông đặc của hợp kim ADC12 rút gần nhiệt độ đường lỏng qua máng nghiêng làm nguội tăng nhanh trong giai đoạn đầu và giảm dần theo thời gian khi khuôn bị nóng lên và chiều dày vật đúc tăng lên. Tốc độ nguội của quá trình đúc bán lỏng có thể điều chỉnh, đạt giá trị dương nếu quá trình tạo mầm đủ nhanh, ẩn nhiệt kết tinh tỏa ra đủ lớn để làm tăng nhiệt độ. Điều này chứng tỏ quá trình tạo mầm xảy ra mãnh liệt, nhiều mầm được hình thành hơn, đây là cơ sở để tạo ra tổ chức nhỏ mịn.

Tại vị trí cuối máng nghiêng làm nguội, đã có lượng tâm mầm dị thể nhất định được hình thành (trung bình khoảng 15% trong 1 giây đầu tiên), điều này tạo điều kiện thuận lợi cho quá trình tạo mầm tại bậc 1 và 2 (khoảng 23 và 11% tỉ phần pha rắn). Tại các bậc còn lại, do khuôn bị nóng lên và chiều dày thành tăng lên, quá trình tạo mầm không còn thuận lợi. Chính vì vậy, kích thước trung bình của pha α -Al tăng dần từ bậc 1 đến bậc 4.

Có sự lớn lên cạnh tranh giữa nhánh cây và cùng tinh. Tốc độ nguội và tốc độ đông đặc càng nhanh, tỉ phần pha α -Al được hình thành càng nhiều. Tốc độ nguội nhỏ nhất để nhánh cây α -Al có thể hình thành trong trường hợp này khoảng 10 K.s^{-1} .

Lời cảm ơn

Bài báo này được tài trợ bởi Đề tài nghiên cứu khoa học năm 2020-2021 của Đại học Kỹ thuật Lê Quý Đôn, mã số đề tài: 20.1.017 (3859/QĐ-HV).

Tài liệu tham khảo

- [1] C. Tian, J. Law, J. Van Der Touw, M. Murray, J.-Y. Yao, D. Graham, D. St. John, "Effect of melt cleanliness on the formation of porosity defects in automotive aluminium high pressure die castings", *Journal of Materials Process Technology*, Vol. 122, pp. 82-93, 2002.
- [2] H.D. Zhao, F. Wang, Y.Y. Li, W. Xia, "Experimental and numerical analysis of gas entrapment defects in plate ADC12 die castings", *Journal of Materials Process Technology*, Vol. 209, pp. 4537-4542, 2009.
- [3] Nguyễn Hồng Hải, Nguyễn Ngọc Tiến, Nguyễn Tiến Tài, Đỗ Minh Đức, Phạm Quang, *Rheocasting*, Nxb Bách khoa Hà Nội, 2017.
- [4] Toshio Haga, P. Kapranos, "Simple Rheocasting processes", *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, Vol. 130-131, pp. 594-598, 2002.
- [5] M.H. Robert, E.J. Zoqui, F. Tanabe, T. Motegi, "Producing thixotropic semi-solid A356 alloy: microstructure formation and forming behaviour", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 20, No. 1 & 2, pp. 19-26, 2007.
- [6] Lê Minh Đức, Nguyễn Hồng Hải, Mai Thế Mạnh, "Sự hình thành tổ chức dị biệt của hợp kim cùng tinh Al-Si", *Hội nghị Khoa học và Công nghệ toàn quốc về Cơ khí - Động lực*, Hà Nội, tr. 149-154, 2017.
- [7] Lê Minh Đức, Nguyễn Hồng Hải, "Sự hình thành tổ chức dị biệt của hợp kim nhôm sau cùng tinh," *Tạp chí KHCN Kim loại*, số 74, tr. 29-35, 2017.
- [8] Đỗ Minh Đức, Lê Minh Đức, Nguyễn Hồng Hải, "Nghiên cứu sự hình thành tổ chức hợp kim A356 tạo mầm trên máng nghiêng làm nguội", *Tạp chí Khoa học công nghệ các trường đại học kỹ thuật*, số 98, tr. 103-107, 2014.
- [9] Wang Shaozhu, Ji Zesheng, Sugiyama Sumio, Hu Maoliang, "Segregation behavior of ADC12 alloy differential support formed by near-liquidus squeeze casting", *Materials and Design*, Vol. 65, pp. 591-599, 2015.
- [10] American Society for Metals, *Metals handbook ninth edition Volume 2 Properties and selection: nonferrous alloys and pure metals*, Ohio, USA, 1990, p. 170.
- [11] Shahrooz Nafisi, Reza Ghomashchi, *Semi-Solid Processing of Aluminum Alloys*, Springer International Publishing Switzerland, 2016, p. 104.
- [12] Lennart Backerud, Guocai Chai, Jarmo Tamminen, *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys, Volume 2: Foundry Alloys*, AFS/Skanaluminium, Sweden, 1990, p. 2.
- [13] Yucel Birol, "Semisolid processing of near-eutectic and hypereutectic Al-Si-Cu alloys", *Journal of materials Science*, Vol. 43, pp. 3577-3581, 2008.

- [14] M.Z. Omar, Azman Jalar, Syarif Junaidi, Mariyam Ghazali, “Production of feedstock material for semi-solid material processing by cooling slope casting process”, *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, Vol. 4, No. 2, pp. 176-180, 2009.
- [15] M. Okayasu, K. Ota, S. Takeuchi, H. Ohfuji, T. Shiraishi, “Influence of microstructural characteristics on mechanical properties of ADC12 aluminum alloy”, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 592, pp. 189-200, 2014.

THE EFFECT OF COOLING RATE, SOLIDIFICATION RATE ON THE FORMATION OF α -Al PHASE IN ADC12 ALLOY SEMI-SOLID CASTING

Abstract: This paper presents the effect of the cooling and solidification rate on the formation of α -Al phase in ADC12 alloy when poured on a cooling slope with a length of 300 mm, an angle of 45° into the 4 steps of a mold with different thicknesses (5, 10, 20 and 30 mm). The results show that, the cooling and solidification rates are maximum (138 K.s^{-1} and 0.43 s^{-1}) leading to the fraction of α -Al phase reaching the maximum value of 73.2% in the first step. While this value at steps 2, 3 and 4 is 66.7%, 65.4% and 65% respectively for cooling rates of 15.0, 14.6 and 9.8 K.s^{-1} . The average size of α -Al phase gradually increased from the 1st step ($\sim 30 \mu\text{m}$) to the 4th step ($\sim 80 \mu\text{m}$), while the equiaxed dendritic grains of α -Al with high globalization are retained at all steps. The minimum cooling rate to create the equiaxed dendritic grains of α -Al is about 10 K.s^{-1} .

Keywords: ADC12 alloy; Al-Si alloy; semi-solid casting; cooling rate; solidification rate.

Nhận bài: 06/12/2021; Hoàn thiện sau phản biện: 04/03/2022; Chấp nhận đăng: 14/04/2022

