

NGHIÊN CỨU SỰ HÌNH THÀNH TỔ CHỨC HỢP KIM A356 TẠO MÀM TRÊN MẢNG NGHIÊNG LÀM NGUỘI

RESEARCH ON MICROSTRUCTURE OF A356 ALLOY WITH NUCLEATION ON COOLING SLOPE

Đỗ Minh Đức¹, Lê Minh Đức², Nguyễn Hồng Hải^{1*}

¹Trường Đại học Bách khoa Hà Nội

²Học viện Kỹ thuật Quân sự

Đến Tòa soạn 04-4-2013, chấp nhận đăng 25-12-2013

TÓM TẮT

Đã chế tạo thiết bị để đúc gần nhiệt độ đường lỏng dùng màng làm nguội để khảo sát quá trình tạo mầm và hình thành tổ chức của hợp kim nhôm A356. Các thông số hình học cơ bản của màng làm nguội đã được khảo sát: góc nghiêng 45° và 60° và chiều dài làm nguội (L = 200mm và 300mm) để tìm ra chế độ tối ưu nhất. Thông số hình dạng F của tinh thể trong trường hợp đúc từ trạng thái bán lỏng nhỏ hơn nhiều so với đúc thông thường và tiến tới 1 (cầu tròn). Thời gian tạo mầm (thông qua góc nghiêng và chiều dài làm nguội của màng) cần phù hợp để tránh sự tạo thành một mạng nhánh cây vững chắc trong quá trình đông đặc.

Từ khóa: hợp kim nhôm A356, đúc bán lỏng.

ABSTRACT

A device for investigation of nucleation and microstructure formation processes of A356 alloy have been created. The effect of the main parameters of cooling slope such as slope angle (45 and 60°) and cooling length (200 and 300 mm) was studied. The experimental results show that the shape factor F in the case of semi-solid casting is much smaller than that in conventional casting and tends to unity (sphere). The time for nucleation must be reasonable to avoid the formation of robust dendritic network during solidification.

Keywords:

1. ĐẶT VẤN ĐỀ

Quá trình đông đặc đòi hỏi sự sắp xếp lại nguyên tử từ trật tự gần sang trật tự xa. Do sự chuyển dịch đó của nguyên tử mà quá trình đông đặc luôn đòi hỏi một sự khởi đầu không thuận nghịch từ trạng thái cân bằng. Tuy nhiên trước khi tiến tới giai đoạn này cần phải có một vài pha mới đã tồn tại để nguyên tử có thể nhảy từ pha mẹ sang. Bởi vậy cần phải hình thành vùng ổn định của pha mới. Trong kim loại lỏng những dao động ngẫu nhiên có thể tạo ra những vùng tinh thể vô cùng nhỏ (cụm nguyên tử) thậm chí ở nhiệt độ cao hơn điểm chảy, song vùng đó không ổn định. Sự tạo mầm bắt đầu ở một độ quá nguội nhất định. $\Delta T = \Delta T_n$, mà độ quá nguội này đổi với kim loại trong các điều kiện tạo mầm khác nhau (nội sinh hoặc ngoại sinh) là rất khác nhau. Có thể nói rằng tạo mầm là quá trình quyết định ở giai đoạn đầu của sự đông đặc và rất nhanh chóng dẫn đến sự hình thành số hạt tinh thể cuối cùng. Bởi vậy các điều kiện dẫn tới sự

tạo mầm là vô cùng quan trọng và quyết định đặc tính của bất kỳ tổ chức kim loại nào.

Nếu bề kim loại lỏng chứa các hạt rắn, hoặc tiếp xúc với thành khuôn hoặc lớp màng oxit thì quá trình tạo mầm có thể trở nên dễ dàng hơn nếu như số lượng nguyên tử hoặc năng lượng hoạt hoá cần thiết cho việc tạo mầm giảm đi. Điều này được biết đến như sự tạo mầm dị thể. Việc tính toán hình học thuần túy cho thấy rằng khi biên giới rắn/lỏng của kim loại bị thay thế một phần bởi một vùng biên giới rắn/rắn năng lượng thấp giữa tinh thể và chất rắn ngoại lai thì quá trình tạo mầm sẽ dễ dàng hơn rất nhiều. Hiệu quả tác động của điều nói trên được ký hiệu bởi hàm $f(\theta)$ và được tính bằng biểu

thức: $f(\theta) = \frac{(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2}{4}$, trong đó θ

là góc thấm ướt giữa chòm cầu của mầm rắn đang lớn lên và vật thể rắn (một phần từ rắn hoặc thành khuôn) [1]. Những nghiên cứu đầu tiên về

việc tạo mầm trên máng nghiêng được thực hiện bởi nhóm tác giả đứng đầu là T. Haga [2] và đã có một số kết quả nhất định. Đây là phương pháp tạo mầm khá đơn giản sau đó được một số nhà nghiên cứu áp dụng trong công nghệ đúc liên tục tấm mỏng [3],[4].

2. THỰC NGHIỆM

Nấu và xử lý hợp kim

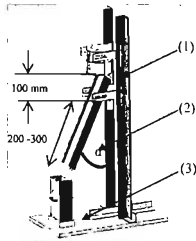
Hợp kim được nấu trong lò điện trở Nabertherm của Đức, có sử dụng bộ điều khiển tự động, có khả năng điều chỉnh năng nhiệt độ và hạ nhiệt độ theo chế độ đặt từ trước. Khối lượng kim loại tối đa trong mỗi mẻ nấu là 3 kg. Khuôn trước khi rót được sấy 300-400 °C.

Hỗn hợp muối khử tinh luyện có thành phần 15% Na_2AlF_6 , 40% NaF, 45% NaCl, khoảng 10-15 gram nung khô khoảng 100°C từ 15 phút trở lên. Hợp kim được sục khí Nitơ 3 phút trước khi rót.

Thiết bị tạo mầm

Thiết bị này cho phép thay đổi chiều dài làm nguội và góc nghiêng của máng làm nguội ở. Trong nghiên cứu đã thay đổi các thông số sau:

- Góc nghiêng của máng làm nguội: 45; 60°
- Chiều dài làm nguội: 200 – 300 mm
- Nhiệt độ rót kim loại lỏng: 625, 650, 675, 700° C
- Khoảng cách giữa nôi graphit và máng làm nguội: 100 mm.



Hình 1. Thiết bị thí nghiệm

1. Nồi phân phối kim loại lỏng
2. Máng làm nguội
3. Khuôn

Đối tượng nghiên cứu

Đối tượng nghiên cứu là hợp kim A356 có thành phần (theo ASM-American Society of Metals) như sau [5]:

Bảng 1.

Nguyên tố	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti
%	≤ 0,2	0,25-0,45	≤ 0,1	6,5-7,5	≤ 0,2	≤ 0,1	≤ 0,2

Thành phần hợp kim A356 dem nghiên cứu được xác định tại Tổng cục tiêu chuẩn đo lường chất lượng số 1418/2012 (xem bảng 2)

3. KẾT QUẢ VÀ NHẬN XÉT

3.1. Ảnh hưởng của chiều dài làm nguội

Chiều dài làm nguội thay đổi trong khoảng 200 đến 300 mm, thời gian tạo mầm được xác định như thời gian kim loại chảy trên máng nghiêng (bấm giờ trên clip video). Góc nghiêng của máng là 60°. Kết quả tổ chức nhận được trình bày trên hình 2.

Nhận xét:

1. Ở 700 °C, tổ chức đã có dạng cầu với $L = 300\text{mm}$ (thời gian tạo mầm là 7,6s), trong khi tổ chức dạng nhánh cây rõ rệt ở $L = 200\text{mm}$ (thời gian tạo mầm là 6,2s) (mũi tên trên hình 2b). Điều này có thể giải thích do chiều dài làm nguội nhỏ (200 mm) và nhiệt độ rót lớn (700°C), hợp kim chưa nguội đến đường đặc, do đó mầm kết tinh chưa hình thành và kim loại kết tinh bình thường dưới dạng nhánh cây.

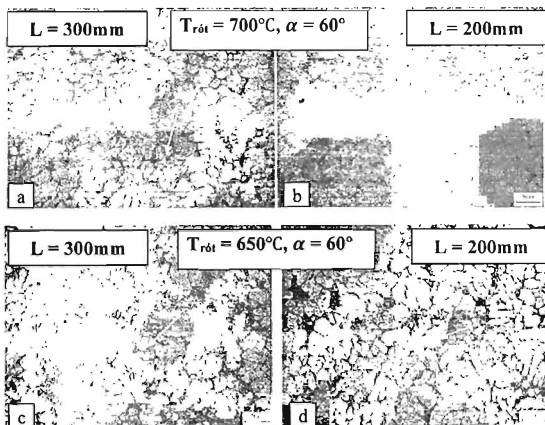
2. Ở 650 °C tổ chức dạng cầu nhỏ mịn với $L = 300\text{mm}$ (thời gian tạo mầm là 7,8s), trong khi tổ chức dạng trụ ở $L = 200\text{mm}$ (thời gian tạo mầm là 6,3s) (mũi tên trên hình 2d). Có thể lưu ý là do nhiệt độ kim loại giảm (từ 700 xuống còn 650°C) nhớt của kim loại tăng lên nên thời gian kim loại chảy trên máng cũng tăng lên một chút (từ 7,6 lên 7,8s khi chiều dài máng là 300 mm và từ 6,2 lên 6,3s khi chiều dài máng là 200 mm), do đó thời gian tạo mầm tăng và khả năng hình thành mầm cũng rõ rệt hơn.

3. Trong tất cả các trường hợp kích thước hạt đều khá nhỏ (~30 – 40 μm). Trong khi nghiên cứu [6] các hạt ở trung tâm có dạng hình cầu lớn cùng với kích thước hạt giữa 62 và 75 μm.

4. Độ cầu hóa tăng lên theo chiều dài máng làm nguội.

Bảng 2:

Nguyên tố %	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Al
	6,9298	0,5842	0,5363	0,0623	0,0096	0,5068	0,1761	0,0441	0,0139	0,0365	0,0261	91,0744



Hình 2. Tổ chức hạt được khi chiều dài làm nguội khác nhau

Shape Factor F	Typical particle shape
$F > 1$	
$3 \geq F \geq 2$	
$F \sim 3$	



$F = 1$

Hình 3. Thông số hình dáng của các hình khác nhau.

Để đánh giá độ cầu hóa của hạt ta sử dụng thông số hình dáng. Các thông số hình dáng được định nghĩa là $F = p^2 / 4\pi.S$, trong đó p là chu vi và S là diện tích của hình [6]. Dễ dàng nhận thấy

thông số hình dáng của hình tròn bằng 1. Các hình khác sẽ lớn hơn 1. Thông số hình dáng của một hình càng nhỏ thì hình đó càng tiến tới dạng cầu tròn (hình 3). Sai số trong việc đo các thông số hình dáng là ± 0.1 . Kích thước của các hạt được đo theo phương pháp các tuyến tính hóa theo tiêu chuẩn ASTM E112-96. Sai số của kích thước hạt được đo khoảng $3\mu m$. Ta có thể dùng phần mềm SigmaScan Pro để xác định chu vi và diện tích của hạt. Trong nghiên cứu này ta dùng phương pháp gần đúng để xác định các thông số đó. Sau khi tính toán ta có kết quả như ở bảng 3.

Nhận xét:

- Ta thấy hiệu quả cầu hóa hạt α -Al tăng lên khi nhiệt độ rót giảm. Điều này có thể được giải thích là do khi nhiệt độ giảm quá trình đông đặc kết thúc trước khi giới hạn ổn định của mặt phân cách rắn/lỏng bị phá vỡ. do đó tinh thể sẽ không phát triển thành nhánh cây và có dạng cầu tròn. Ngoài ra, khi nhiệt độ giảm, số mầm được

hình thành cùng một lúc tăng lên, làm cho không gian phát triển của mầm bị hạn chế do đó hình dạng cuối cùng của tinh thể cũng trở nên tròn hơn.

Hiệu quả cầu hóa cao nhất với chiều dài làm nguội $L = 300\text{mm}$ và góc nghiêng của máng 60° đạt được là 1.4 khi nhiệt độ rót là 650°C . Nếu hạ nhiệt độ xuống 625°C sẽ là 1.33. Trong khi đó kết quả trong [6] ở giữa 1.2 và 1.4. Điều này cho thấy sự phù hợp của thí nghiệm đối với cả lý thuyết và thực tế.

Khi nhiệt độ rót cao, chiều dài làm nguội lớn thì hiệu quả cao hơn chiều dài làm nguội nhỏ, như đã phân tích ở trên. Khi $T_{\text{rót}} = 700^\circ\text{C}$ và $L = 200\text{mm}$, hiệu quả cầu hóa hầu như không có, tổ chức tạo ra có dạng nhánh cây thô, to ($F > 3$).

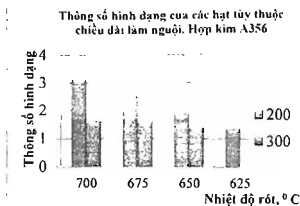
3.2. Ảnh hưởng của góc nghiêng của máng

Trong loạt thí nghiệm này góc nghiêng của máng là 45° với chiều dài làm nguội 200 và 300 mm. Ảnh hiển vi điện tử quét (SEM) mặt gãy của mẫu 650-45-300 (nhiệt độ rót, góc nghiêng của máng, chiều dài làm nguội) được trình bày trên hình 5. Có thể so sánh với mẫu 625-45-200 trên hình 6.

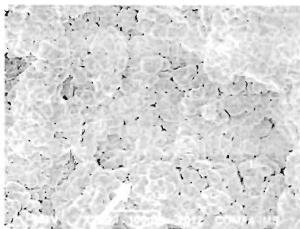
Bảng 3. Thông số hình dạng của hạt tinh thể

Nhiệt độ rót, ($^\circ\text{C}$)	Chiều dài làm nguội, (mm)	Góc nghiêng của máng, ($^\circ$)	$F = \frac{p^2}{4\pi \cdot S}$
700	300	60	1.62
675	300	60	1.59
650	300	60	1.40
700	200	60	3.12
675	200	60	2.60
650	200	60	1.87
625	200	60	1.33

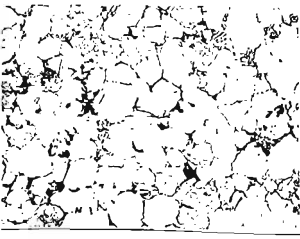
Từ bảng số liệu ta có đồ thị (hình 4):



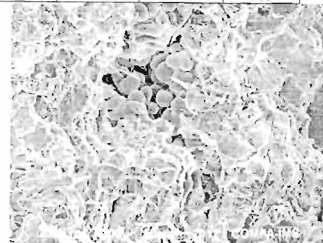
Hình 4. Thông số hình dạng của các hạt tinh thể



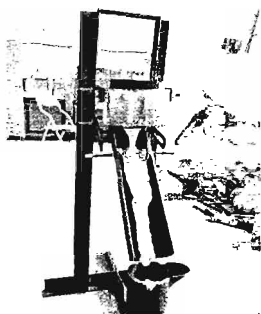
Hình 5. Ảnh SEM mặt gãy của mẫu 650-45-300



Hình 7. Ảnh hiển vi quang học của mẫu 650-45-300



Hình 6. Ảnh SEM mặt gãy của mẫu 625-45-200



Hình 8. Hình ảnh kim loại bám dính trên máng làm nguội

Có thể thấy rằng ở góc nghiêng 45° thời gian tiếp xúc trực tiếp giữa kim loại lỏng và máng là đủ lâu nên ngay cả khi chiều dài làm nguội ngắn (200mm – hình 6) kim loại gần như đã kết tinh trên máng làm nguội (tỷ phần pha rắn đã tới $\sim 40\%$)¹ nên khi di chuyển khuôn chủ yếu là quá trình đẩy lên và thò ra của nhánh cây, chỉ

còn một số ít các hạt dạng cầu tròn (mũi tên trên hình 6). Nếu rót ở 650°C thì đến cuối máng kim loại được nguội vừa đủ để tạo mầm ($f_s \sim 10\%$), tổ chức kim loại nhận được có dạng cầu tròn khá đều với kích thước $30 - 40\ \mu\text{m}$ (hình 5,7).

Ngoài ra nếu thời gian tiếp xúc trực tiếp giữa kim loại lỏng và máng quá dài (góc nghiêng nhỏ, chiều dài lớn) thì còn xảy ra hiện tượng bám dính kim loại lỏng trên máng làm nguội và giảm hiệu quả làm nguội của nó (hình 8).

4. Kết luận

Trên cơ sở những nghiên cứu phân tích như trên ta có thể đi tới kết luận rằng các thông số phù hợp của máng làm nguội là:

- Chiều dài máng: 200 mm là đủ để tạo mầm kết tinh
- Góc nghiêng của máng 60° là phù hợp để tạo một dòng chảy mạnh đủ cuốn các mầm kết tinh vào khuôn và tránh được hiện tượng bám dính kim loại trên máng.
- Hình dáng tinh thể có dạng cầu tròn với thông số hình dáng nhỏ (tiến tới 1) trong trường hợp đúc bán lỏng.
- Cần phối hợp giữa chiều dài và góc nghiêng của máng để tránh việc hình thành mạng nhánh cây.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

1. W.Kurz, D.J.Fisher. Fundamentals of solidification. Trans Tech Publication. Switzerland-Germany-UK-USA. Third Edition. (1989).
2. Toshio Haga , P. Kapranos. Journal of Materials Processing Technology, Elsevier. (2002). Simple Rheocasting processes.
3. Yucel Birol. Colling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy. Journal of materials processing technology 207 (2008).
4. H. Sakaguchi, T. Haga, H. Watari, S Kumai. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. VOLUME 20, ISSUE 1-2, January-February (2007). High speed twin roll casting of 6016 aluminium alloy strip.
5. H. William et all. Metals Handbook Ninth Edition. Volume 2. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals. American Society for Metals Metals Park, Ohio 44073.
6. E.Cardoso Legoretta, H.V.Atkinson,H Jones. Journal of Materials Science, volume 43, number 16 (2008). Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock II: observations with A356 alloy.

Địa chỉ liên hệ: Nguyễn Hồng Hải – Tel: 04.3868.0904, Email: hai.nguyenhong@hust.edu.vn
 Trường Đại học Bách khoa Hà Nội - Số 1, Đại Cồ Việt, Hai Bà Trưng, Hà Nội

¹ Tỷ phần pha rắn được xác định bằng phương trình Scheil: $f_s = 1 - \left(\frac{T_m - T_L}{T_m - T_s}\right)^{1-k}$ bằng cách đặt môi trường nhiệt độ phân cuối máng nghiêng. Trong đó $k < 0.13$ là hệ số phân bố, T_m là nhiệt độ nóng chảy, T_L là nhiệt độ liquidus của hợp kim A356, T_s là nhiệt độ khoa sắt