

**BỘ GIÁO DỤC VÀ ĐÀO TẠO**

**BỘ QUỐC PHÒNG**

**HỌC VIỆN KỸ THUẬT QUÂN SỰ**

**NGUYỄN ANH TUẤN**

**NGHIÊN CỨU ẢNH HƯỞNG CỦA CÁC THÔNG SỐ CÔNG  
NGHỆ ĐẾN TỔ CHỨC VÀ CƠ TÍNH HỢP KIM NHÔM  
ADC12 TRONG QUÁ TRÌNH ĐÚC MÁNG NGHIÊNG VÀ  
TẠO HÌNH BÁN LỎNG**

**LUẬN ÁN TIẾN SĨ KỸ THUẬT**

**HÀ NỘI - NĂM 2022**

BỘ GIÁO DỤC VÀ ĐÀO TẠO

BỘ QUỐC PHÒNG

**HỌC VIỆN KỸ THUẬT QUÂN SỰ**

**NGUYỄN ANH TUẤN**

**NGHIÊN CỨU ẢNH HƯỞNG CỦA CÁC THÔNG SỐ CÔNG  
NGHỆ ĐẾN TỔ CHỨC VÀ CƠ TÍNH HỢP KIM NHÔM  
ADC12 TRONG QUÁ TRÌNH ĐÚC MÁNG NGHIÊNG VÀ  
TẠO HÌNH BÁN LỎNG**

Ngành: Kỹ thuật cơ khí

Mã số : 9 52 01 03

**LUẬN ÁN TIẾN SĨ KỸ THUẬT**

NGƯỜI HƯỚNG DẪN KHOA HỌC:

**1. TS Đào Văn Lưu**

**2. TS Lại Đăng Giang**

**HÀ NỘI - NĂM 2022**

**LỜI CAM ĐOAN**

Tôi xin cam đoan đây là công trình nghiên cứu của riêng tôi. Các số liệu, kết quả trong luận án là trung thực và chưa từng được công bố trong bất kỳ một công trình luận văn hay luận án nào.

Tác giả luận án

Nguyễn Anh Tuấn

## LỜI CẢM ƠN

Tôi xin cảm ơn Khoa Cơ khí, Bộ môn Gia công áp lực, Bộ môn Vật liệu và Công nghệ Vật liệu, HVKTQS; Trung tâm Đo lường, Viện Công nghệ, Tổng cục CNQP đã luôn tạo điều kiện thuận lợi nhất cho tôi trong quá trình học tập và tiến hành thực nghiệm.

Tôi xin cảm ơn trường Trung cấp Kỹ thuật Phòng Không – Không Quân, Hệ quản lý học viên sau đại học, Phòng sau đại học – HVKTQS luôn quan tâm và động viên tôi trong thời gian học tập tại HVKTQS.

Tôi xin chân thành cảm ơn tập thể cán bộ hướng dẫn: TS Đào Văn Lưu và TS Lại Đăng Giang, HVKTQS, đã tận tình chỉ dẫn tôi thực hiện và hoàn thành luận án của mình.

Tôi xin được trân trọng cảm ơn gia đình, bạn bè, đồng nghiệp đã động viên khuyến khích tôi trong suốt thời gian tôi tham gia nghiên cứu và thực hiện công trình này.

Xin trân trọng cảm ơn!

**Nghiên cứu sinh**

## MỤC LỤC

LỜI CAM ĐOAN .....	i
LỜI CẢM ƠN .....	ii
DANH MỤC CÁC KÝ HIỆU VÀ CHỮ VIẾT TẮT .....	vii
DANH MỤC BẢNG BIỂU .....	ix
DANH MỤC HÌNH VẼ VÀ ĐỒ THỊ .....	x
MỞ ĐẦU .....	1
1. Tính cấp thiết của luận án .....	2
2. Mục tiêu và nội dung nghiên cứu.....	3
3. Đối tượng nghiên cứu.....	3
4. Phạm vi nghiên cứu.....	3
5. Phương pháp và công cụ nghiên cứu .....	4
6. Ý nghĩa khoa học và ý nghĩa thực tiễn.....	4
7. Các đóng góp mới của luận án.....	5
8. Bố cục của luận án .....	5
Chương 1 TỔNG QUAN VỀ CÔNG NGHỆ TẠO HÌNH BÁN LỎNG .....	7
1.1. Công nghệ tạo hình bán lỏng .....	7
1.1.1. Khái niệm và đặc điểm công nghệ tạo hình bán lỏng.....	7
1.1.2. Ưu, nhược điểm của công nghệ tạo hình bán lỏng .....	10
1.1.3. Các công nghệ tạo hình bán lỏng.....	11
1.2. Các phương pháp chuẩn bị tổ chức tế vi dạng cầu.....	14
1.2.1. Chuẩn bị tổ chức tế vi từ hợp kim ở trạng thái nóng chảy .....	15
1.2.2. Chuẩn bị tổ chức tế vi từ hợp kim ở trạng thái rắn.....	15
1.3. Các phương pháp tạo hình xúc biến.....	16
1.4. Tình hình nghiên cứu công nghệ tạo hình bán lỏng.....	18
1.4.1. Các hướng nghiên cứu chính trên thế giới.....	18
1.4.2. Nghiên cứu đúc lưu biến sử dụng phương pháp máng nghiêng ...	22
1.4.3. Nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến tổ chức và cơ tính khi tạo hình xúc biến hợp kim nhôm trên thế giới.....	24

1.4.4. Nghiên cứu về công nghệ tạo hình bán lỏng ở Việt Nam.....	26
1.5. Xác định vật liệu nghiên cứu cho luận án.....	27
1.6. Kết luận .....	30
Chương 2 CƠ SỞ LÝ THUYẾT TẠO HÌNH XÚC BIẾN.....	32
2.1. Trạng thái xúc biến của hợp kim bán lỏng.....	32
2.1.1. Quan điểm vi mô.....	32
2.1.2. Quan điểm vĩ mô.....	36
2.2. Lưu biến của hợp kim bán lỏng .....	38
2.2.1. Độ nhớt.....	39
2.2.2. Ứng xử của hợp kim bán lỏng .....	42
2.3. Các thông số ảnh hưởng đến độ nhớt khi tạo hình xúc biến.....	43
2.3.1. Tỷ phần pha lỏng.....	43
2.3.2. Tham số cấu trúc .....	44
2.3.3. Hình thái pha rắn.....	46
2.3.4. Kích thước và phân bố của hạt.....	48
2.3.5. Tốc độ làm nguội, nhiệt độ giữ nhiệt và thời gian giữ nhiệt .....	49
2.3.6. Tốc độ tạo hình .....	51
2.4. Kết luận .....	51
Chương 3 CHUẨN BỊ TỔ CHỨC TẾ VI HỢP KIM NHÔM ADC12 BẰNG PHƯƠNG PHÁP MÁNG NGHIÊNG KẾT HỢP RUNG.....	52
3.1. Cơ sở lý thuyết của phương pháp máng nghiêng.....	52
3.1.1. Phương pháp máng nghiêng .....	52
3.1.2. Bài toán máng nghiêng .....	54
3.2. Mục đích và nội dung thực nghiệm .....	57
3.3. Chuẩn bị thực nghiệm.....	57
3.3.1. Chuẩn bị phôi và thiết bị thực nghiệm.....	57
3.3.2. Xây dựng thiết bị thí nghiệm .....	61
3.3.3. Xác định nhiệt độ đường lỏng, rắn của hợp kim nhôm ADC12...	63

3.3.4. Các thông số công nghệ chính .....	66
3.3.5. Xác định kích thước hạt và hệ số hình dạng .....	69
3.3.6. Quy trình thực nghiệm .....	69
3.4. Thực nghiệm rót đúc trên máng nghiêng .....	70
3.4.1. Xây dựng ma trận thực nghiệm .....	70
3.4.2. Kết quả thực nghiệm .....	74
3.4.3. Phân tích kết quả thực nghiệm .....	76
3.5. So sánh các kết quả thực nghiệm .....	77
3.5.1. Tổ chức của thời hợp kim ban đầu .....	77
3.5.2. Tổ chức của phôi đúc không qua máng nghiêng .....	77
3.5.3. Tổ chức của phôi rót đúc có rung và không có rung .....	78
3.6. Tính toán kết quả thực nghiệm .....	79
3.6.1. Xác định hàm hồi quy đường kính hạt trung bình .....	79
3.6.2. Xác định hàm hồi quy hệ số hình dạng .....	81
3.6.3. Ảnh hưởng của các thông số công nghệ .....	82
3.6.4. Thông số tối ưu .....	88
3.7. Kết luận .....	88
<b>Chương 4 NGHIÊN CỨU QUÁ TRÌNH ÉP CHẢY BÁN LỎNG .....</b>	<b>90</b>
4.1. Chuẩn bị thực nghiệm .....	90
4.1.1. Mục tiêu và nội dung nghiên cứu .....	90
4.1.2. Lựa chọn chi tiết nghiên cứu .....	90
4.1.3. Thiết bị và dụng cụ thực nghiệm .....	91
4.1.4. Xây dựng kế hoạch thực nghiệm .....	93
4.2. Thực nghiệm tạo hình ép chảy bán lỏng .....	96
4.2.1. Các bước tiến hành thực nghiệm .....	96
4.2.2. Sản phẩm ép và kết quả thử kéo .....	97
4.3. Tính toán kết quả thực nghiệm tạo hình .....	100
4.3.1. Xác định hàm hồi quy thực nghiệm .....	100

4.3.2. Ảnh hưởng của các thông số đến cơ tính của sản phẩm.....	102
4.3.3. Thông số công nghệ tối ưu.....	103
4.4. Khảo sát sự đồng đều về tổ chức tế vi và cơ tính của sản phẩm .....	103
4.4.1. Tổ chức tế vi của vật liệu sau quá trình tạo hình bán lỏng .....	103
4.4.2. Kết quả thử cơ tính của chi tiết sau khi tạo hình .....	107
4.5. Kết luận .....	108
KẾT LUẬN VÀ HƯỚNG PHÁT TRIỂN CỦA LUẬN ÁN.....	109
DANH MỤC CÁC CÔNG TRÌNH ĐÃ CÔNG BỐ .....	111
TÀI LIỆU THAM KHẢO.....	112
PHỤ LỤC .....	122



## DANH MỤC CÁC KÝ HIỆU VÀ CHỮ VIẾT TẮT

### 1. Danh mục các ký hiệu

TT	Ký hiệu	Diễn giải	Đơn vị
1	$\sigma_u$	Giới hạn bền của vật liệu	MPa
3	$\delta$	Độ giãn dài tương đối	%
4	$c_p$	Nhiệt dung riêng	J/(kgK)
5	$k$	Hệ số dẫn nhiệt	W/(mK)
6	$h$	Hệ số truyền nhiệt đối lưu	W/(m <sup>2</sup> K)
7	$\nu$	Độ nhớt động	m <sup>2</sup> /s
8	$L$	Nhiệt ẩn	J/kg
9	$T_\infty$	Nhiệt độ của kim loại lỏng	K
10	$T_F$	Nhiệt độ tại mặt đông đặc	K
11	$T_w$	Nhiệt độ của bề mặt máng	K
12	$u$	Vận tốc dòng kim loại lỏng	m/s
13	$t$	Thời gian	s
14	$\delta_l$	Chiều dày lớp biên thủy động	m
15	$\delta_t$	Chiều dày lớp biên nhiệt	m
16	Ste	Số Stefan = $C_p(T_\infty - T_F)/L$	
17	Fo	Số Fourier = $K_s t/l^2$	
18	Re	Số Reynolds = $u_\infty l/\nu$	
19	Pr	Số Prandtl = $\nu/k$	
20	$\tau$	Thời gian không thứ nguyên = Fo.Ste	
21	$\varrho$	Tỷ số nhiệt độ không thứ nguyên	
22	$r$	Tỷ số chiều dày lớp biên nhiệt và thủy động	
23	$T_{nung}$	Nhiệt độ nung	°C
24	$t_{giữ\ nhiệt}$	Thời gian giữ nhiệt	Phút
25	$v_{tạo\ hình}$	Vận tốc tạo hình	mm/s
26	$f_l$	Tỷ phần pha lỏng	
27	$f_s$	Tỷ phần pha rắn	

## 2. Danh mục chữ viết tắt

<b>Chữ viết tắt</b>	<b>Nguồn gốc</b>	<b>Định nghĩa</b>
SSP	Semi solid processing	Công nghệ tạo hình bán lỏng
ANOVA	Analysis of variance	Phân tích phương sai
CCD	Central composite design	Thiết kế hỗn hợp ở tâm
SSF	Semi solid forming	Tạo hình bán lỏng
SIMA	Strain induced melt activation	Kích hoạt pha lỏng sau biến dạng
CSP	Cooling slope process	Phương pháp máng nghiêng
DSC	Differential scanning calorimetry	Phân tích nhiệt lượng quét vi sai
RSM	Response surface method	Phương pháp đáp ứng bề mặt
SSR	Semisolid rheocasting	Phương pháp đúc lưu biến
SEED	Swirled enthalpy equilibration device	Phương pháp cân bằng enthalpy xoáy
GISS	Gas-induced semisolid	Phương pháp sục khí bán lỏng
AR	Aspect ratio	Tỷ lệ hình dạng (độ tròn của hạt)
SoD	Slurry on demand	Trạng thái sệt
HPDC	High pressure die casting	Đúc áp lực cao
HIP	Hot isostatic pressing	Ép nóng đẳng áp
CFD	Computational fluid dynamics	Tính toán động lực học chất lỏng
JIS	Japanese industrial standard	Tiêu chuẩn công nghiệp Nhật Bản
SSPR	Semisolid powder rolling	Cán bột bán lỏng
THBL		Tạo hình bán lỏng
CBTC		Chuẩn bị tổ chức
QHTN		Quy hoạch thực nghiệm
PTHQ		Phương trình hồi quy
CNQP		Công nghiệp Quốc phòng
HVKTQS		Học viện Kỹ thuật Quân sự

## DANH MỤC BẢNG BIỂU

Bảng 1.1. Hợp kim nhôm sử dụng trong sử dụng SSP .....	29
Bảng 1.2. Hợp kim sử dụng và không khuyến nghị sử dụng trong SSP .....	29
Bảng 1.3. Cơ tính của hợp kim nhôm ADC12.....	30
Bảng 3.1. Thành phần hóa học của hợp kim nhôm ADC12 .....	58
Bảng 3.2. Bảng ma trận thực nghiệm theo CCD .....	72
Bảng 3.3. Kết quả thực nghiệm theo thiết kế hỗn hợp ở tâm CCD .....	74
Bảng 3.4. Phân tích ANOVA cho mô hình kích thước hạt.....	80
Bảng 3.5. Phân tích ANOVA cho hệ số hình dạng.....	82
Bảng 3.6. Thông số tối ưu đa mục tiêu ( $d_{\min}$ , $S_{f \max}$ ) .....	88
Bảng 4.1. Khoảng biến thiên của các yếu tố đầu vào .....	95
Bảng 4.2. Các mức biến đổi và khoảng biến thiên trong các thí nghiệm .....	95
Bảng 4.3. Bảng ma trận thực nghiệm.....	96
Bảng 4.4. Bảng kết quả thực nghiệm .....	99
Bảng 4.5. Phân tích ANOVA cho giới hạn bền .....	101
Bảng 4.6. Phân tích ANOVA cho độ giãn dài tương đối.....	101
Bảng 4.7. Tối ưu hoá giá trị thực nghiệm .....	103
Bảng 4.8. Cơ tính của hợp kim nhôm ADC12 và tương đương .....	107

## DANH MỤC HÌNH VẼ VÀ ĐỒ THỊ

Hình 1.1. Trạng thái bán lỏng của hợp kim nhôm .....	8
Hình 1.2. Độ nhót biểu kiến và tỷ phần pha rắn của hợp kim Sn-15%Pb .....	9
Hình 1.3. So sánh tổ chức tế vi nhánh cây (a) và dạng cầu (b).....	9
Hình 1.4. Sơ đồ các chu trình bán lỏng.....	11
Hình 1.5. Sơ đồ một số phương pháp tạo hình bán lỏng .....	12
Hình 1.6. Sơ đồ nhiệt độ - thời gian hai chu trình xúc biến và lưu biến.....	14
Hình 1.7. Chi tiết viễn thông của hãng ComptechAB .....	20
Hình 1.8. Chi tiết viễn thông.....	21
Hình 1.9. Tản nhiệt Al-25%Si .....	22
Hình 1.10. Piston được dập xúc biến hợp kim nhôm AlSi12Cu2NiMg.....	22
Hình 2.1. Liên kết giữa các hạt pha rắn. ....	32
Hình 2.2. Dịch chuyển của các hạt dạng cầu khi tạo hình bán lỏng .....	33
Hình 2.3. Thí nghiệm bước nhảy tốc độ cắt .....	35
Hình 2.4. Sự thay đổi của cấu trúc vật liệu và tốc độ cắt.....	36
Hình 2.5. Đường cong ứng suất tốc độ cắt cho các loại chất lưu .....	40
Hình 2.6. Ảnh hưởng của tốc độ cắt đến độ nhót .....	41
Hình 2.7. Quan hệ giữa tốc độ biến dạng và tham số cấu trúc .....	45
Hình 2.8. Ảnh hưởng của độ tròn hạt $\alpha$ -Al đến chỉ số m và n.....	47
Hình 2.9. Ảnh hưởng của $f_s$ và $\dot{\gamma}$ đến độ nhót biểu kiến.....	49
Hình 3.1. Hệ thống máng nghiêng .....	53
Hình 3.2. Sơ đồ lý thuyết phân tách mầm trên máng nghiêng.....	53
Hình 3.3. Tổ chức tế vi của hợp kim Al-4,5%Cu chảy trên máng nghiêng ...	54
Hình 3.4. Mô tả bài toán dòng chảy trên máng nghiêng.....	55
Hình 3.5. Phôi hợp kim nhôm ADC12 .....	57
Hình 3.6. Giản đồ trạng thái Al-Si.....	58

Hình 3.7. Tính toán nhiệt độ chảy lỏng hợp kim nhôm 11,6 % Si .....	59
Hình 3.8. Tính toán nhiệt độ đông đặc hợp kim nhôm 11,6 % Si .....	59
Hình 3.9. Máy quang phổ phát xạ LAB LAVM11 .....	60
Hình 3.10. Lò nung LH120/13 .....	60
Hình 3.11. Thiết bị phân tích nhiệt DSC 2500 .....	60
Hình 3.12. Kính hiển vi kiểm tra tổ chức tế vi.....	61
Hình 3.13. Sơ đồ nguyên lý của phương pháp máng nghiêng.....	61
Hình 3.14. Hệ thống thí nghiệm.....	62
Hình 3.15. Đường cong DSC của hợp kim ADC12 .....	63
Hình 3.16. Biểu đồ pha ba nguyên Al-Si-Cu (ADC12).....	64
Hình 3.17. Mặt cắt giản đồ pha ba nguyên Al-Si-Cu.....	65
Hình 3.18. Ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến hệ số hình dạng .....	67
Hình 3.19. Đường cong nhiệt độ tại các điểm trên máng .....	68
Hình 3.20. Sơ đồ các bước thực nghiệm.....	70
Hình 3.21. Mẫu đúc ở dạng phôi.....	73
Hình 3.22. Mẫu đúc sau cắt dây.....	73
Hình 3.23. Tổ chức tế vi của mẫu thí nghiệm No3 (x100) .....	75
Hình 3.24. Tổ chức tế vi của mẫu thí nghiệm No5 (x50) .....	75
Hình 3.25. Tổ chức tế vi của thỏi hợp kim nhôm ADC12 ban đầu .....	77
Hình 3.26. Tổ chức tế vi hợp kim ADC12 rót-đúc trực tiếp.....	78
Hình 3.27. Tổ chức tế vi của mẫu rót đúc ở 580 °C, 300 mm và 65 ° .....	78
Hình 3.28. Tổ chức tế vi của phôi đúc ở các nhiệt độ rót khác nhau.....	83
Hình 3.29. Tổ chức tế vi của phôi đúc ở các chiều dài máng khác nhau.....	85
Hình 3.30. Tổ chức tế vi của phôi đúc ở các góc nghiêng máng khác nhau ..	87
Hình 4.1. Chi tiết nghiên cứu .....	91
Hình 4.2. Mô hình thực nghiệm tạo hình .....	92
Hình 4.3. Thiết bị thực nghiệm ép chảy bán lỏng.....	92
Hình 4.4. Máy ép thủy lực 100 T .....	93

Hình 4.5. Thiết bị thử kéo .....	93
Hình 4.6. Tỷ phần pha lỏng theo nhiệt độ hợp kim nhôm ADC12.....	94
Hình 4.7. Phôi sau khi đúc được cắt dây với kích thước $\Phi 50 \times 20$ .....	97
Hình 4.8. Sản phẩm tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm ADC12.....	97
Hình 4.9. Kích thước phôi thử kéo theo TCVN 197-1:2014 .....	98
Hình 4.10. Sản phẩm sau khi ép và mẫu thử kéo.....	98
Hình 4.11. Thử kéo (a) và mẫu thử kéo (b) .....	98
Hình 4.12. Các đường cong thử kéo .....	99
Hình 4.13. Ảnh hưởng của các thông số đến giới hạn bền và độ giãn dài ...	102
Hình 4.14. Tổ chức tế vi của phôi và chi tiết ép No5 (x50).....	103
Hình 4.15. Tổ chức và độ cứng tế vi tại các vùng khác nhau của chi tiết ép	104
Hình 4.16. Phôi đúc cắt dây cho ép chảy bán lỏng .....	105
Hình 4.17. Tổ chức tế vi của phôi và chi tiết ép (x50) .....	105
Hình 4.18. Tổ chức tế vi của phôi và chi tiết ép (x50) .....	106
Hình 4.19. Tổ chức tế vi phôi rót đúc trực tiếp và chi tiết ép.....	106

## MỞ ĐẦU

Công nghệ tạo hình bán lỏng là công nghệ tạo hình tiên tiến dựa trên tính chất xúc biến của vật liệu ở trạng thái bán lỏng. Công nghệ tạo hình bán lỏng được bắt đầu nghiên cứu vào những năm 70 của thế kỷ XX do nhà khoa học người Mỹ M. C. Flemings khởi xướng sau khi nghiên cứu hiện tượng nứt nóng hợp kim Sn-15%Pb. Kể từ đó đến nay đã có nhiều công trình nghiên cứu nhằm làm sâu sắc và hoàn thiện hơn những vấn đề lý thuyết và công nghệ tạo hình bán lỏng.

Hiện nay trên thế giới công nghệ tạo hình bán lỏng đã được ứng dụng rộng rãi để chế tạo các chi tiết trong các ngành công nghiệp: chế tạo thiết bị bay, hàng không vũ trụ, ô tô, để chế tạo các chi tiết có kích thước lớn, độ chính xác cao, hình dạng phức tạp, các chi tiết đòi hỏi mức độ biến dạng lớn và cơ tính đồng đều, đặc biệt là các chi tiết làm từ vật liệu khó biến dạng, độ bền cao. Trong các nghiên cứu cũng đã chỉ ra rằng nhược điểm của công nghệ bán lỏng là: khó khống chế nhiệt độ tạo hình, cần phải chuẩn bị tổ chức tế vi dạng cầu cho phù, thiên tích pha trong quá trình tạo hình.

Công nghệ tạo hình bán lỏng cho phép tạo hình vật liệu khó biến dạng, tạo hình sản phẩm có hình dạng phức tạp, thành mỏng. Vấn đề đặt ra cho các nghiên cứu công nghệ tạo hình bán lỏng là đảm bảo phân bố đồng đều của các pha (rắn, lỏng) hay bài toán thiên tích pha lỏng, đồng thời xác định được quy luật và mức độ ảnh hưởng của các yếu tố công nghệ đến quá trình tạo hình bán lỏng, các biện pháp nâng cao chất lượng sản phẩm.

Ở Việt Nam công nghệ tạo hình bán lỏng đang được triển khai nghiên cứu tại một số viện nghiên cứu và trường đại học lớn nhưng đối tượng chủ yếu là hợp kim nhôm đúc điển hình là A356 và A357. Luận án tiến hành nghiên cứu công nghệ tạo hình bán lỏng xúc biến đối với hợp kim nhôm ADC12 nhằm góp phần vào việc làm chủ công nghệ, tạo thêm cơ sở để công nghệ tạo hình đặc biệt này được ứng dụng vào thực tế sản xuất tại Việt Nam.

## 1. Tính cấp thiết của luận án

Nhiệm vụ xây dựng và bảo vệ Tổ quốc trong giai đoạn hiện nay đã đặt ra cho ngành công nghiệp nói chung, CNQP nói riêng phải chủ động sản xuất được các trang thiết bị kỹ thuật hiện đại, đủ sức bảo vệ chủ quyền và toàn vẹn lãnh thổ. Hiện nay, chúng ta vẫn phải nhập một số lượng lớn vũ khí để tăng cường khả năng phòng thủ đất nước. Trong các dự án chuyển giao vũ khí nói chung và chế tạo thiết bị nói riêng, toàn bộ công nghệ vật liệu và các công nghệ gia công chi tiết đặc thù, phía đối tác thường không chuyển giao, coi đó là các bí mật công nghệ. Để đảm bảo tự chủ trong sản xuất, đi sâu làm chủ công nghệ chế tạo thiết bị quân sự, việc tập trung nghiên cứu chế tạo các chi tiết, cụm chi tiết trong xe quân sự bằng công nghệ, thiết bị trong nước là bước đi đúng đắn, cho phép tiết kiệm kinh phí và làm chủ công nghệ. Do đó, vấn đề đặt ra là cần giải quyết yêu cầu cấp bách trong việc làm chủ công nghệ chế tạo các sản phẩm có hình dạng phức tạp, độ bền riêng, độ bền nhiệt cao từ hợp kim nhôm khó biến dạng, góp phần phát triển ngành công nghiệp chế tạo thiết bị quân sự ở Việt Nam.

Hợp kim nhôm ADC12 là hợp kim nhôm đúc theo tiêu chuẩn JIS của Nhật Bản, hợp kim này được sử dụng rộng rãi trong thiết bị bay, hàng không và trong công nghiệp chế tạo chi tiết cho ô tô, xe máy (pít tông, xi lanh, tay phanh, lốc máy ô tô, xe máy, mâm xe), thiết bị xây dựng, v.v.. do có tính đúc tốt với độ chảy loãng cao và tỷ lệ co ngót thấp. Hợp kim có khả năng chịu nhiệt cao, nhưng đặc trưng bởi độ dẻo rất thấp. Công nghệ tạo hình bán lỏng cho phép tạo hình hợp kim này, trong khi vẫn duy trì và nâng cao được các đặc trưng cơ học của vật liệu (ví dụ như: tăng độ dẻo của pít tông làm tăng độ tin cậy của động cơ đốt trong). Đây chính là hướng nghiên cứu của luận án nghiên cứu phương pháp chuẩn bị tổ chức và phương pháp tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm ADC12, để nâng cao tính năng sử dụng và chất lượng của sản phẩm, hay nói cách khác cải thiện độ tin cậy của chi tiết thành phẩm.



Với các lý do trên, việc đặt ra đề tài “*Nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến tổ chức và cơ tính hợp kim nhôm ADC12 trong quá trình đúc máng nghiêng và tạo hình bán lỏng*” có ý nghĩa khoa học và thực tiễn cao, thiết thực trong phát triển, ứng dụng công nghệ tạo hình bán lỏng trong công nghiệp và quốc phòng.

## **2. Mục tiêu và nội dung nghiên cứu**

### ***Mục tiêu nghiên cứu:***

Nghiên cứu khả năng tạo hình bán lỏng xúc biến (ép chảy bán lỏng) chi tiết có hình dạng phức tạp từ hợp kim nhôm ADC12 sau khi được chuẩn bị tổ chức tế vi bằng phương pháp máng nghiêng có kết hợp rung.

### ***Nội dung nghiên cứu:***

- Nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số công nghệ rót đúc trên máng nghiêng đến quá trình cầu hoá tổ chức tế vi của hợp kim nhôm ADC12 làm phối liệu cho quá trình tạo hình bán lỏng.

- Nghiên cứu xác định chế độ công nghệ ép chảy bán lỏng đảm bảo khả năng tạo hình hợp kim nhôm ADC12, đáp ứng các yêu cầu về cơ tính và tính năng sử dụng của sản phẩm.

## **3. Đối tượng nghiên cứu**

- Vật liệu lựa chọn nghiên cứu: hợp kim nhôm ADC12

- Về các thông số công nghệ nghiên cứu:

Luận án tập trung nghiên cứu các thông số công nghệ chính có liên quan tới quá trình chuẩn bị tổ chức tế vi cho hợp kim nhôm ADC12 bằng phương pháp máng nghiêng và quá trình tạo hình bán lỏng chi tiết có thành mỏng bằng phương pháp ép chảy xúc biến.

## **4. Phạm vi nghiên cứu**

- Tìm hiểu lý thuyết về công nghệ tạo hình bán lỏng.

- Nghiên cứu cơ chế của quá trình cầu hoá tổ chức cho hợp kim nhôm ADC12 bằng phương pháp máng nghiêng.

- Nghiên cứu quá trình chuẩn bị tổ chức tế vi phôi hợp kim nhôm ADC12 bằng phương pháp máng nghiêng.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của một số thông số công nghệ: nhiệt độ tạo hình ( $T_{nung}$ ), thời gian giữ nhiệt ( $t_{giữ\ nhiệt}$ ), tốc độ đầu ép ( $v$ ) đến quá trình tạo hình xúc biến vật liệu ADC12 ở trạng thái bán lỏng.

## **5. Phương pháp và công cụ nghiên cứu**

- Kết hợp nghiên cứu, tìm hiểu lý thuyết và thực nghiệm để thiết lập mối liên hệ giữa các bộ thông số công nghệ trong quá trình chuẩn bị tổ chức và trong quá trình tạo hình.

- Công cụ nghiên cứu:

+ Hệ thống thiết bị, khuôn mẫu, dụng cụ và thiết bị đo tại phòng thí nghiệm Gia công áp lực, bộ môn Gia công áp lực; phòng thí nghiệm Cơ tính, phòng thí nghiệm Nhiệt luyện, bộ môn Vật liệu và Công nghệ Vật liệu; Khoa Cơ khí, Học viện Kỹ thuật Quân sự; phòng Cơ – lý, Trung tâm Đo lường, Viện Công nghệ, Tổng cục CNQP.

+ Sử dụng phương pháp quy hoạch thực nghiệm để phân tích, tổng hợp và xác định ảnh hưởng của các yếu tố công nghệ đến quá trình biến dạng và chất lượng sản phẩm.

## **6. Ý nghĩa khoa học và ý nghĩa thực tiễn**

### ***Ý nghĩa khoa học***

Luận án đã xác định được khoảng giá trị của các thông số công nghệ rót đúc trên máng nghiêng, phân tích ảnh hưởng của chúng tới sự hình thành tổ chức tế vi. Đã nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số công nghệ chính (nhiệt độ tạo hình, tốc độ đầu ép, thời gian giữ nhiệt) đến cơ tính của hợp kim nhôm nghiên cứu khi tạo hình bán lỏng chi tiết có hình dạng phức tạp. Từ các kết

quả thu được, góp phần hoàn thiện việc nghiên cứu công nghệ tạo hình bán lỏng cho hợp kim nhôm ADC12.

### ***Ý nghĩa thực tiễn***

- Khẳng định khả năng chế tạo được các chi tiết có hình dạng phức tạp với chất lượng tốt từ hợp kim nhôm ADC12 bằng công nghệ tạo hình bán lỏng.

- Phương pháp và thiết bị nghiên cứu có thể sử dụng trong tạo hình bán lỏng các hợp kim khác.

- Cho phép lựa chọn thông số công nghệ cho quá trình chuẩn bị tổ chức hợp kim ADC12 bằng phương pháp máng nghiêng.

- Các kết quả thu được cho phép lựa chọn các thông số công nghệ tạo hình bán lỏng khi chế tạo các chi tiết từ hợp kim nhôm ADC12.

## **7. Các đóng góp mới của luận án**

- Đã áp dụng thành công phương pháp rót đúc trên máng nghiêng tạo phôi ADC12 có cấu trúc dạng cầu với kích thước phù hợp cho tạo hình bán lỏng.

- Đã thiết lập được phương trình hồi quy mô tả sự phụ thuộc của kích thước hạt và hệ số hình dạng của hạt đối với hợp kim nhôm ADC12 vào các thông số công nghệ nhiệt độ rót, chiều dài máng, góc nghiêng máng.

- Đã thiết lập được phương trình hồi quy của các đặc trưng cơ tính của hợp kim ADC12 phụ thuộc vào các thông số công nghệ của quá trình tạo hình bán lỏng xúc biến, cho phép lựa chọn thông số công nghệ phù hợp để xây dựng quy trình tạo hình các chi tiết có hình dáng phức tạp từ hợp kim này.

## **8. Bộ cục của luận án**

Bộ cục luận án bao gồm các phần chính sau:

Mở đầu

Chương 1: Tổng quan về công nghệ tạo hình bán lỏng

Chương 2: Cơ sở lý thuyết tạo hình xúc biến

Chương 3: Chuẩn bị tổ chức tế vi cho hợp kim nhôm ADC12 bằng phương pháp máng nghiêng kết hợp rung

Chương 4: Nghiên cứu quá trình ép chảy bán lỏng

Kết luận chung và hướng phát triển của luận án

Tài liệu tham khảo

Phụ lục

## Chương 1

### TỔNG QUAN VỀ CÔNG NGHỆ TẠO HÌNH BÁN LỎNG

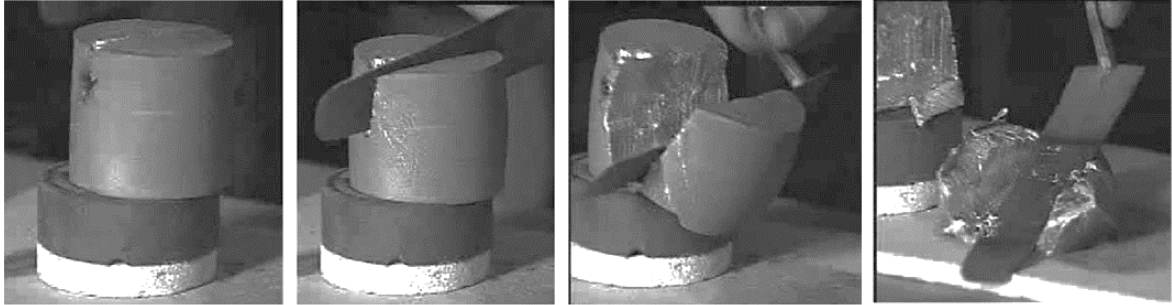
#### 1.1. Công nghệ tạo hình bán lỏng

##### 1.1.1. Khái niệm và đặc điểm công nghệ tạo hình bán lỏng

Quá trình đông đặc của hợp kim xảy ra trong một khoảng nhiệt độ hữu hạn, trong khoảng nhiệt độ đó hai pha cùng tồn tại, pha lỏng và pha rắn, vật liệu khi đó ở trạng thái bán lỏng. Trong quá trình đông đặc, phần trăm pha rắn chứa trong hợp kim bán lỏng, được gọi là tỷ phần pha rắn  $f_s$ , tăng lên. Ngược lại, phần trăm pha lỏng chứa trong hợp kim bán lỏng, gọi là tỷ phần pha lỏng  $f_l$ , giảm đi [50], [59], [63].

Công nghệ tạo hình bán lỏng dựa trên đặc tính xúc biến (thixotropy) của hợp kim ở trạng thái bán lỏng, có thể xuất hiện trong khoảng nhiệt độ giữa đường rắn và đường lỏng của hợp kim, khi đó độ nhớt tỷ lệ nghịch với tốc độ cắt ( $\dot{\gamma}$ ) [63], [86]. Do đó công nghệ tạo hình bán lỏng có thể xem là một phương pháp tạo hình trung gian giữa đúc và rèn [61], [86]. Công nghệ này có được cả ưu điểm của công nghệ đúc và công nghệ rèn mà lại hạn chế được các nhược điểm của chúng. So với đúc, công nghệ tạo hình bán lỏng cho phép tạo ra các chi tiết có hình dạng phức tạp, cơ tính đồng đều, đặc biệt là các bộ phận có thành mỏng với cơ tính cao. Trong công nghệ đúc vật liệu có xu hướng co ngót, rỗ và xốp làm giảm cơ tính của chi tiết thành phẩm, công nghệ tạo hình bán lỏng khắc phục được điều này. So với công nghệ rèn, công nghệ tạo hình bán lỏng tạo ra các chi tiết với cơ tính tốt tiệm cận với rèn, nhưng độ phức tạp hình học của chi tiết tạo hình cao hơn, năng lượng tạo hình thấp hơn [30], [97]. Công nghệ tạo hình bán lỏng đã được chứng minh là hiệu quả trong một số lĩnh vực ứng dụng như hàng không vũ trụ và đáng chú ý nhất là trong ngành công nghiệp ô tô và ngành viễn thông [63].

Hợp kim nhôm được gia nhiệt đến trạng thái bán lỏng được minh họa như trong hình 1.1, khi đó hợp kim có thể được cắt và ép dễ dàng [9], [61].

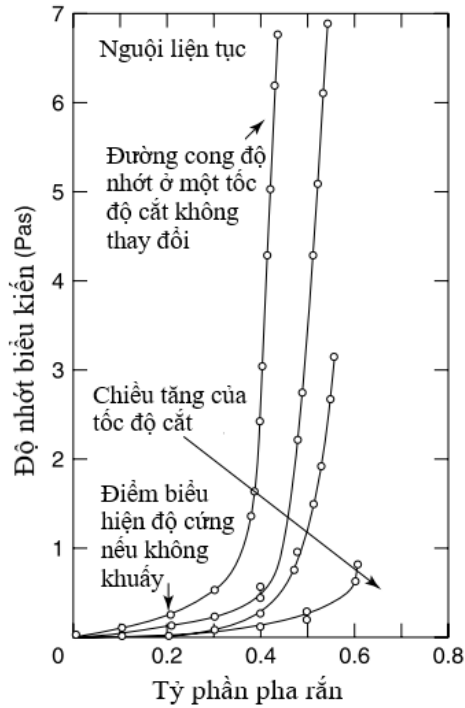


Hình 1.1. Trạng thái bán lỏng của hợp kim nhôm [61]

Tính chất xúc biến của vật liệu bán lỏng được phát hiện đầu tiên bởi bởi D. Spenser khi ông thực hiện nghiên cứu hiện tượng nứt nóng trong quá trình đúc dưới sự hướng dẫn của Giáo sư M. C. Flemings tại MIT năm 1971 [30]. Spenser đã sử dụng hợp kim Sn-15%Pb trong nghiên cứu của mình để đánh giá độ nhớt của hợp kim khi đã đông đặc một phần, bằng cách sử dụng máy đo độ nhớt kiểu quay. Spenser phát hiện ra rằng khi cấu trúc nhánh cây bị bẻ gãy trong quá trình khuấy, mặc dù hợp kim đã đông đặc một phần nhưng độ nhớt của hợp kim vẫn thấp (hình 1.2).

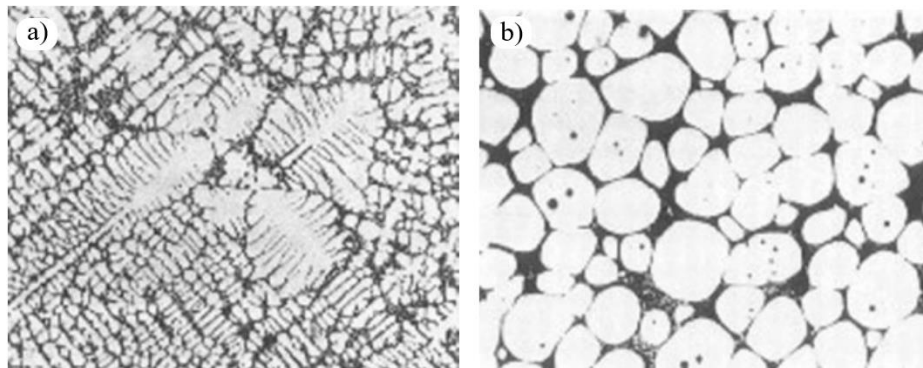
Tác giả đã tiến hành đo độ nhớt của hợp kim Sn-15%Pb. Độ nhớt phụ thuộc vào tỷ phần pha rắn trong điều kiện khuấy liên tục với thiết bị đo độ nhớt kiểu quay. Kết quả chỉ ra rằng, trong điều kiện không có khuấy, hợp kim đông đặc bắt đầu thể hiện độ bền khi tỷ phần pha rắn khoảng 0,2 (đông đặc 20 %). Nhưng trong quá trình đông đặc có khuấy liên tục, dù hợp kim đã đông đặc với tỷ phần pha rắn khoảng 0,4, độ nhớt của kim loại vẫn thấp (như trên hình 1.2). Nhóm nghiên cứu cho rằng hiện tượng đó là do sự thay đổi của tổ chức tế vi trong hợp kim trong quá trình đông đặc. Như đã biết, trong quá trình đông đặc không có khuấy, pha rắn hình thành tổ chức tế vi dạng nhánh cây (như hình 1.3a) nằm trong pha lỏng. Với tác động khuấy trong quá trình kết tinh, sẽ thu được tổ chức tế vi dạng cầu thay thế cho tổ chức tế vi dạng nhánh cây như thể

hiện trên hình 1.3b. Tốc độ khuấy càng cao, các hạt càng có dạng gần với hình cầu đồng đều hơn và do đó có độ nhớt thấp hơn. Độ nhớt của hợp kim thấp tạo thuận lợi cho quá trình tạo hình chi tiết [61].



Hình 1.2. Độ nhớt biểu kiến và tỷ phần pha rắn của hợp kim Sn-15%Pb được khuấy ở các tốc độ cắt khác nhau trong quá làm nguội [62], [86].

Nhận ra tầm quan trọng của phát hiện này, M. C. Flemings và cộng sự đã tiến hành thử nghiệm công nghệ tạo hình bán lỏng trên quy mô công nghiệp với hai phương pháp chính là đúc lưu biến và đúc xúc biến [30].



Hình 1.3. So sánh tổ chức tế vi nhánh cây (a) và dạng cầu (b) với hợp kim nhôm A356 [62]

### ***1.1.2. Ưu, nhược điểm của công nghệ tạo hình bán lỏng***

Những ưu điểm chính của công nghệ bán lỏng so với phương pháp đúc và phương pháp rèn được Atkinson [9] chỉ ra như sau:

#### ***a) Các ưu điểm của công nghệ tạo hình bán lỏng:***

- Hiệu quả về mặt năng lượng: hợp kim được gia nhiệt ở nhiệt độ thấp hơn so với nhiệt độ gia nhiệt trong phương pháp đúc.

- Lực tạo hình nhỏ hơn so với phương pháp dập.

- Tốc độ sản xuất chi tiết tương đương với đúc áp lực hoặc hơn.

- Điền đầy dễ dàng vào trong lòng khuôn, hạn chế được lẫn khí và độ co ngót thấp giúp chi tiết có độ hoàn thiện cao (bao gồm cả phần thành mỏng) và có khả năng ứng dụng cho các hợp kim có độ bền nhiệt cao.

- Mở ra khả năng ứng dụng cho các vật liệu khuôn phi truyền thống và tạo hình các vật liệu có nhiệt độ nóng chảy cao, chẳng hạn như thép dụng cụ là vật liệu rất khó tạo hình bằng các phương pháp tạo hình truyền thống.

- Tổ chức tế vi đồng nhất, mịn giúp tăng cường các tính chất cơ học.

- Khắc phục được hiện tượng co ngót khi đông đặc, cho phép tạo hình gần chính xác (near-net shape forming), giảm các bước gia công cơ tiếp theo. Vì vậy giảm giá thành và tiêu hao vật liệu.

- Chất lượng bề mặt tốt có thể mạ trực tiếp.

- Có thể làm sạch một phần hợp kim ngay trong quá trình tạo hình bằng cách ép bột pha lỏng chứa tạp chất.

#### ***b) Nhược điểm chính của công nghệ như sau:***

- Giá thành phiêu đầu vào cao do có thêm nguyên công chuẩn bị tổ chức.

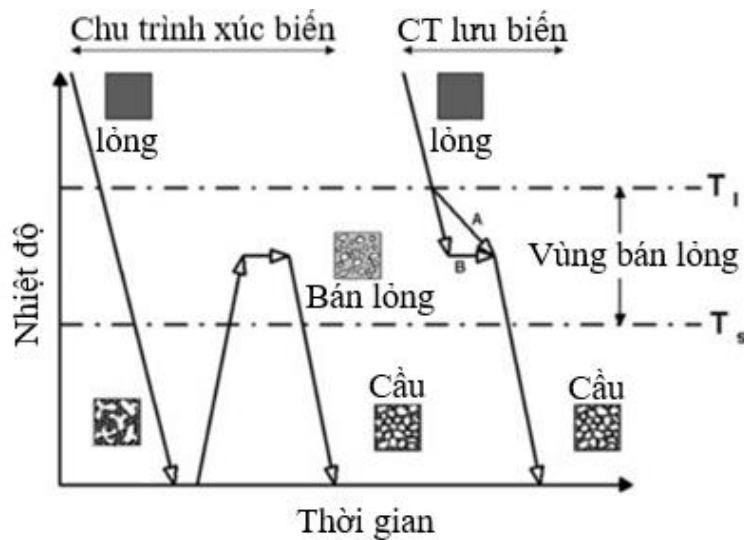
- Khó kiểm soát nhiệt độ và thiên tích pha lỏng trong quá trình tạo hình.

- Nhân sự đòi hỏi trình độ cao và kỹ năng cao hơn so với các công nghệ truyền thống.



### 1.1.3. Các công nghệ tạo hình bán lỏng

Công nghệ tạo hình bán lỏng là sự kết hợp của công nghệ tạo cấu trúc phôi ở trạng thái bán lỏng có tổ chức tế vi dạng cầu và công nghệ tạo hình. Tên gọi của công nghệ tạo hình bán lỏng là sự kết hợp của hai quá trình này. Căn cứ vào việc có hay không bước làm nguội hợp kim xuống dưới nhiệt độ đường rắn để thu được phôi có tổ chức tế vi dạng hoa thị như trên hình 1.4, người ta có thể chia công nghệ tạo hình bán lỏng làm hai nhóm như sau [86]:



Hình 1.4. Sơ đồ các chu trình bán lỏng [86]

*Chu trình xúc biến (Thixo-routes)* hay công nghệ tạo hình xúc biến, về cơ bản công nghệ này gồm 3 bước như sau [86]:

- Bước 1 liên quan đến việc chuẩn bị phôi đầu vào có chiều dài và trọng lượng thích hợp, phôi có tổ chức tế vi dạng cầu hoặc có khả năng chuyển đổi thành dạng cầu khi gia nhiệt lần hai.

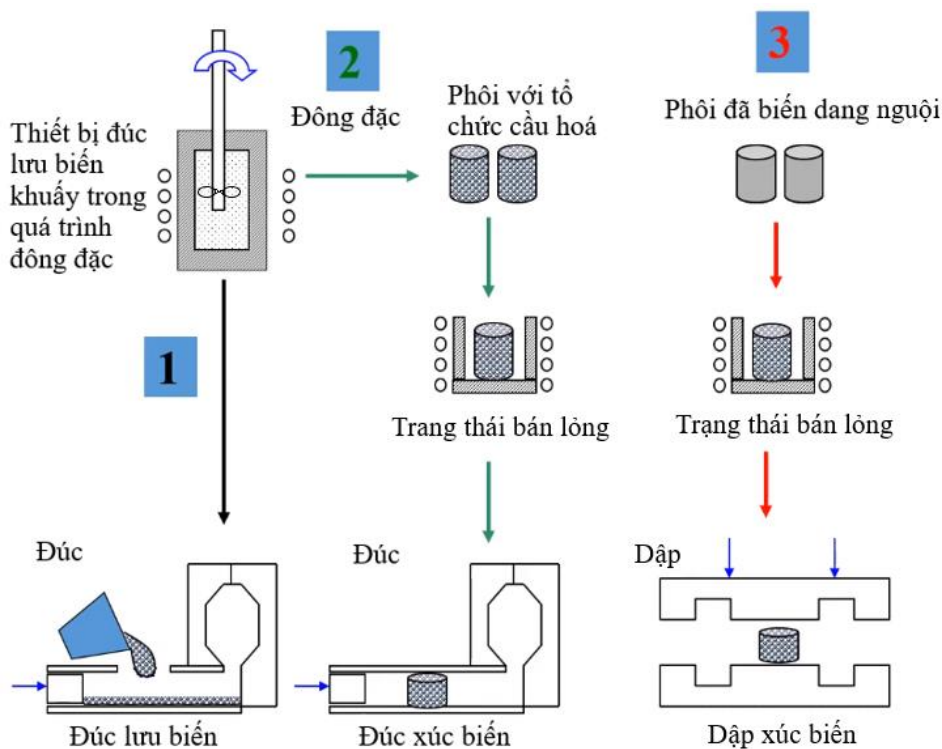
- Bước 2 là quá trình nung nóng lần hai phôi đến nhiệt độ bán lỏng để tạo ra trạng thái bán lỏng cho vật liệu.

- Bước 3 là tạo hình chi tiết bằng cách sử dụng khuôn và máy ép.

Lưu ý: Phôi được chuẩn bị tổ chức tế vi (bước 1) có thể được thực hiện bằng nhiều phương pháp như: đúc lưu biến, đúc phun kim loại lỏng (Spray forming), các phương pháp làm nhỏ hạt hoặc phôi được biến dạng nguội, v.v..

*Chu trình lưu biến (Rheo-routes)* hay công nghệ tạo hình lưu biến, là công nghệ tập trung vào việc chuẩn bị “trạng thái sệt” cho hợp kim bán lỏng từ trạng thái lỏng và chuyển nó trực tiếp vào khuôn. Trong chu trình này, không có bước làm nguội hợp kim xuống dưới nhiệt độ đường đặc. Vì vậy, thuật ngữ “trạng thái sệt” (Slurry on Demand – SoD) được hình thành từ công nghệ này, liên quan đến việc chuẩn bị tổ chức của vật liệu với tỷ phần pha lỏng phù hợp, một cách liên tục (ngay trong quá trình làm nguội) cho quá trình tạo hình bán lỏng.

Hình ảnh minh họa của hai chu trình trên được thể hiện trên hình 1.5. Tùy thuộc vào tỷ phần pha lỏng và trạng thái ban đầu của phôi ở dạng lỏng hay dạng rắn để phân biệt các phương pháp tạo hình như sau:



Hình 1.5. Sơ đồ một số phương pháp tạo hình bán lỏng

Thiết bị đúc lưu biến sử dụng phương pháp khuấy trong quá trình đông đặc nhằm phân mảnh tổ chức nhánh cây, tạo tổ chức dạng cầu cho pha rắn trong hỗn hợp rắn lỏng, làm phôi cho quá trình đúc lưu biến [4] (1- Rheocasting). Phôi ở trạng thái bán lỏng được tạo hình ngay trong quá trình đúc lưu biến.

Trong quá trình đúc xúc biến (2- Thixocasting), phôi đã được chuẩn bị tổ chức (có thể sử dụng phương pháp đúc lưu biến trên để tạo phôi), được gia nhiệt lần 2 đến trạng thái bán lỏng trước khi tạo hình bằng công nghệ đúc.

Trong quá trình dập xúc biến (3- Thixoforging), hợp kim được biến dạng nguội (hóa bền mạnh) định hướng nhằm tạo cấu trúc hạt mảnh kéo dài. Với cấu trúc này, khi nung đến nhiệt độ thích hợp, hợp kim sẽ dễ dàng kết tinh lại để tạo thành cấu trúc hạt đồng trục và mịn. Khi ở nhiệt độ bán lỏng, cấu trúc hạt mịn và đồng trục do kết tinh lại sẽ trở thành các hạt rắn dạng cầu, mịn trong hỗn hợp rắn lỏng.

Công nghệ tạo hình truyền thống có hai mục đích chính:

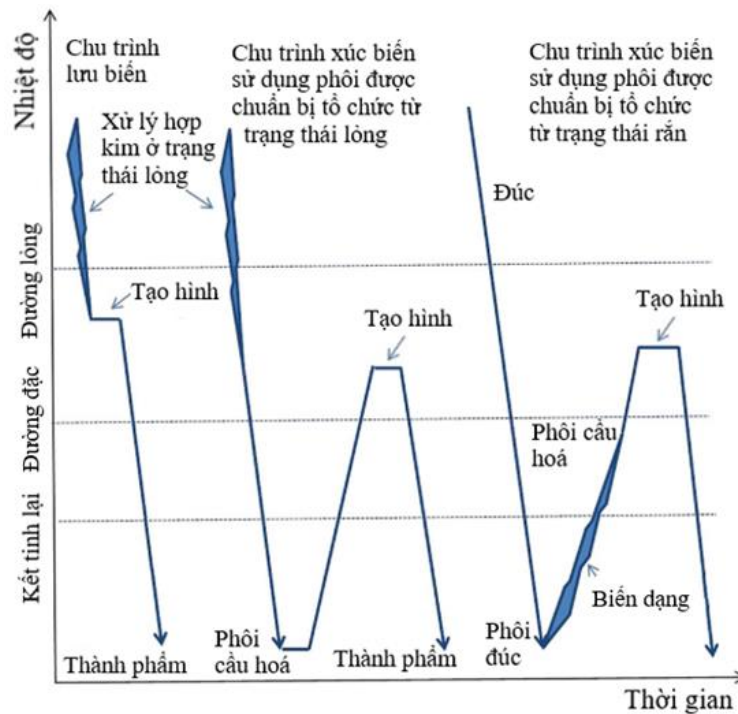
- Cải thiện cơ tính của sản phẩm (mịn hoá các hợp chất liên kim, mịn hạt, làm thay đổi tổ chức tế vi có lợi cho cơ tính của sản phẩm).
- Tạo hình được sản phẩm với hình dạng và kích thước yêu cầu.

Trong tạo hình xúc biến, tư tưởng chính của công nghệ là tạo ra tổ chức dạng cầu có kích thước nhỏ (kích thước hạt  $\leq 100 \mu\text{m}$ ) của pha rắn trong phôi ở bước chuẩn bị tổ chức tế vi [50], [102]. Tỷ lệ và hình thái của pha rắn phụ thuộc vào nhiều yếu tố, nhưng không phụ thuộc vào lực tạo hình. Ngoài ra, trong quá trình tạo hình xúc biến, lực tạo hình không làm thay đổi hình thái cầu hoá của pha rắn. Do vậy, mục tiêu chính của quá trình tạo hình truyền thống là cải thiện cơ tính của hợp kim (theo khía cạnh luyện kim) đã không còn ý nghĩa trong công nghệ tạo hình xúc biến. Lực tạo hình chỉ cần đảm bảo đủ để hợp kim có thể điền đầy lòng khuôn với tỷ lệ pha rắn, pha lỏng đồng đều ở tốc độ ép tương đối thấp và khắc phục sự co ngót của hợp kim xảy ra trong quá trình đông đặc.

Trong phạm vi nghiên cứu, luận án tập trung vào tạo hình xúc biến, bởi nó có thể tạo ra chi tiết có cơ tính cao và đồng đều với tổ chức tế vi dạng cầu trong toàn bộ thể tích sản phẩm.

## 1.2. Các phương pháp chuẩn bị tổ chức tế vi dạng cầu

Tổ chức cầu hoá có ảnh hưởng quan trọng đến tính chất xúc biến của phiêu bán lỏng. Vì vậy, mục đích chính của các phương pháp chuẩn bị tổ chức là tạo ra được phiêu có tổ chức tế vi cầu hoá đồng đều. Hình 1.6 thể hiện hai chu trình xúc biến và lưu biến với các giai đoạn chuẩn bị tổ chức tế vi khác nhau [21].



Hình 1.6. Sơ đồ nhiệt độ - thời gian hai chu trình xúc biến và lưu biến sử dụng phiêu được chuẩn bị tổ chức từ trạng thái rắn và trạng thái lỏng [21]

Theo tài liệu [61] các phương pháp chuẩn bị tổ chức chia thành hai loại chính. Loại thứ nhất gồm các phương pháp trong đó sự thay đổi của tổ chức tế vi xảy ra trong quá trình đông đặc; không quan tâm đến tính chất xúc biến của vật liệu bán lỏng có được hình thành hay không (các phương pháp này thường sử dụng với tiền tố Rheo-) hoặc được làm nguội trở lại trạng thái rắn và được gia nhiệt lại trước khi tạo hình (sử dụng tiền tố Thixo-). Loại thứ hai gồm các phương pháp trong đó việc gia nhiệt đến trạng thái bán lỏng đóng vai trò quan trọng trong việc biến đổi tổ chức tế vi.

### ***1.2.1. Chuẩn bị tổ chức tế vi từ hợp kim ở trạng thái nóng chảy***

Phương pháp tác động vào quá trình đông đặc nhằm hạn chế sự phát triển của tổ chức nhánh cây trong quá trình đông đặc. Theo [61], họ các phương pháp này có thể được chia làm ba dòng chính như sau:

- Các phương pháp cơ học: sử dụng biến dạng cắt trong quá trình đông đặc. Biến dạng cắt có thể được tạo ra bởi các phương pháp khuấy khác nhau: khuấy cơ học [33], khuấy điện từ [90], siêu âm [53], v.v..

- Các phương pháp hoá học: sử dụng chất biến tính thay đổi thành phần của hợp kim để thu được tổ chức hạt mịn và đồng trục như phương pháp SiBloy, phương pháp mìn hoá với TiB<sub>2</sub> [86], v.v..

- Phương pháp nhiệt: sử dụng một số điều kiện làm nguội thích hợp để thu được tổ chức cầu hoá như: phương pháp máng nghiêng [75], phương pháp trộn kim loại lỏng [92], phương pháp Hitachi [55], phương pháp đúc gần đường lỏng [103] v.v.. Hay cầu hoá tổ chức tế vi nhánh cây bằng cách giữ ở nhiệt độ bán lỏng thích hợp trong một khoảng thời gian nhất định. Thời gian giữ nhiệt cần thiết phụ thuộc vào kích thước của tổ chức nhánh cây, tức phụ thuộc vào tốc độ làm nguội. Tạo ra quá trình đông đặc với tốc độ làm nguội lớn nhằm thu được tổ chức nhánh cây mịn, thuận lợi cho quá trình cầu hoá tổ chức tế vi khi nung trở lại trạng thái bán lỏng.

### ***1.2.2. Chuẩn bị tổ chức tế vi từ hợp kim ở trạng thái rắn***

Phương pháp này thu được tổ chức cầu hoá trong quá trình hợp kim được gia nhiệt đến trạng thái bán lỏng. Do đó cấu trúc của hợp kim ở trạng thái rắn ban đầu rất quan trọng vì nó tác động đến quá trình cầu hoá ở trạng thái bán lỏng. Cũng theo [61] các phương pháp này có thể được phân thành ba loại sau:

- + Phương pháp luyện kim bột: Việc nấu chảy lại bột mịn làm từ một số hợp kim có nhiệt độ nóng chảy khác nhau có thể dẫn đến tổ chức tế vi cầu hoá trong điều kiện gia nhiệt thích hợp.

+ Phương pháp biến dạng: Hợp kim bị biến dạng dẻo trước khi được gia nhiệt đến trạng thái bán lỏng. Nếu mức độ biến dạng đủ lớn, sự mịn hoá các hạt xảy ra trong quá trình kết tinh lại. Điển hình cho phương pháp này là SIMA (kích hoạt nóng chảy bằng biến dạng) [86], các phương pháp biến dạng nguội sử dụng trong SIMA rất đa dạng gồm: các phương pháp biến dạng truyền thống (ép chảy, cán, dập, v.v.), các phương pháp biến dạng mãnh liệt (ép qua kênh gấp khúc có tiết diện không đổi, ép chảy xoắn, ép chu kỳ trong khuôn kín, v.v.) hoặc các phương pháp kết hợp của phương pháp biến dạng truyền thống và biến dạng mãnh liệt [21].

+ Phương pháp đúc ép xúc biến liên tục -Thixomolding™ [8]: Đây là một ngoại lệ đối với thuật ngữ “thixo”. Thixomolding™ là một quy trình được thương mại hoá và có hiệu quả cao đối với các hợp kim magiê. Hợp kim magiê ở dạng viên được đưa vào một vít quay. Lực cắt do trục vít tạo ra đóng góp một phần năng lượng để làm nóng các viên này đến trạng thái bán lỏng, kết hợp với hệ thống gia nhiệt để tạo ra tổ chức tế vi dạng cầu, vật liệu sau đó được ép trực tiếp vào khuôn.

### 1.3. Các phương pháp tạo hình xúc biến

Như đã trình bày ở trong mục 1.1.3, các phương pháp tạo hình xúc biến ở một khía cạnh nào đó đều dựa trên các công nghệ tạo hình truyền thống, điều này tạo cơ hội để so sánh chất lượng của các sản phẩm tương tự được chế tạo bằng các phương pháp tạo hình truyền thống và phương pháp tạo hình xúc biến này [10], [91].

Tạo hình xúc biến (thixoforming) là một thuật ngữ chung để chỉ các phương pháp tạo hình xúc biến bao gồm: đúc xúc biến (thixocasting), dập xúc biến (thixoforging), cán xúc biến (thixorolling), ép chảy xúc biến (thixoextrusion), đúc ép xúc biến liên tục (thixomolding), v.v.. Điểm chung trong phương pháp tạo hình xúc biến này là phôi đã chuẩn bị tổ chức tế vi, được

nung nóng đến trạng thái bán lỏng và sử dụng một trong các phương pháp tạo hình truyền thống.

*a) Dập xúc biến*

Dập xúc biến là một phương pháp dựa trên phương pháp dập trong khuôn kín. Phôi được đặt giữa các nửa khuôn và được ép để tạo thành sản phẩm cuối cùng. Trong phương pháp này phôi với tỷ phần pha lỏng tương đối thấp (30 – 50 %) thường được sử dụng. Phương pháp có thể tạo ra sản phẩm có độ dày thành thay đổi hoặc các chi tiết có thành mỏng [51].

*b) Đúc xúc biến*

Đúc xúc biến thông thường từ phôi ban đầu ở trạng thái rắn và đã được chuẩn bị tổ chức trước khi được nung đến trạng thái bán lỏng. Phôi ở trạng thái bán lỏng có tổ chức tế vi dạng cầu. “Đúc” ở đây với ngụ ý rằng tỷ phần pha lỏng được hình thành tương đối cao (40 – 60 %) [9].

Đúc xúc biến là phương pháp khả thi đầu tiên về mặt thương mại trong công nghệ tạo hình bán lỏng. Tuy nhiên, do những hạn chế về nguồn cung phôi và chi phí tổng thể cao làm giảm tính cạnh tranh của đúc xúc biến trong thực tế sản xuất [86].

*c) Cán xúc biến*

Trong quá trình cán xúc biến (thixo rolling), phôi được gia nhiệt tới trạng thái bán lỏng, với tổ chức tế vi dạng cầu, đi qua khe hở giữa hai trục cán quay ngược chiều nhau tạo ra dải hợp kim. Cán bột bán lỏng (Semisolid Powder Rolling - SSPR) được ứng dụng trong công nghiệp và sản phẩm của nó thường được sử dụng trong ngành hàng không vũ trụ [77].

*d) Ép chảy xúc biến*

Khi ép chảy xúc biến (thixoextrusion), phôi được gia nhiệt tới trạng thái bán lỏng, tổ chức tế vi dạng cầu, được ép vào trong lòng khuôn. Thixoextrusion có một số ưu điểm so với phương pháp ép chảy thông thường như: tính lưu biến

của vật liệu cao, áp lực tạo hình thấp và tuổi thọ dụng cụ dài hơn. Thixoextrusion thường được sử dụng để tạo hình hợp kim nhôm khó biến dạng sử dụng trong ngành công nghiệp ô tô [36].

#### **1.4. Tình hình nghiên cứu công nghệ tạo hình bán lỏng**

##### ***1.4.1. Các hướng nghiên cứu chính trên thế giới***

Kể từ khi M. C Flemings phát hiện ra đúc lưu biến, vào đầu những năm 1971 [30], nhiều thử nghiệm công nghiệp với hai chu trình xúc biến và lưu biến đã được thực hiện. Trải qua 50 năm nghiên cứu, phát triển, công nghệ tạo hình bán lỏng đang được ứng dụng ngày càng rộng rãi trong công nghiệp, số lượng các nghiên cứu về công nghệ tạo hình bán lỏng không ngừng gia tăng [21], [42], [43], [51], [65], [78], [82]. Các nghiên cứu tập trung theo hai hướng là nghiên cứu lý thuyết và nghiên cứu ứng dụng [78].

##### ***a) Nghiên cứu lý thuyết:***

Các nghiên cứu lý thuyết trên thế giới về bán lỏng tập trung vào bốn lĩnh vực sau đây [78]:

- Lý thuyết tạo hạt cầu: Nghiên cứu lý thuyết tạo hạt cầu từ hợp kim nóng chảy, hạn chế việc tạo tổ chức nhánh cây trong quá trình đông đặc, phân mảnh tổ chức nhánh cây, quan điểm này được củng cố bởi nhiều kết quả nghiên cứu [86]. Theo [60] khuấy tạo ra đồng đều hoá nhiệt độ trong kim nóng chảy, giúp quá trình cầu hoá xảy ra. Theo tài liệu [82] cho rằng, tổ chức tế vi dạng cầu là mô hình tăng trưởng chính trong hợp kim lỏng quá nguội, trong điều kiện số tâm mầm lớn và tốc độ làm nguội chậm.

- Lý thuyết lưu biến: Theo tài liệu [78], [82], [86] cho rằng khi có lực cắt động hợp kim bán lỏng có ứng xử lưu biến, khi tăng tốc độ cắt độ nhớt của hợp kim bán lỏng giảm nhanh và sau đó đạt tới giá trị ổn định. Độ nhớt của hợp kim bán lỏng phụ thuộc vào tốc độ cắt. Kết quả thực nghiệm cũng chỉ ra ảnh hưởng của tổ chức tế vi đến ứng xử lưu biến của hợp kim bán lỏng, cơ chế lưu



biến được phân tích chi tiết trong quá trình đông đặc với tỷ phần pha lỏng khác nhau [86].

- Lý thuyết đông đặc dưới áp suất cao: Vật liệu biến dạng trong quá trình đông đặc dưới áp suất cao, thời gian điền đầy ngắn. Quá trình đông đặc và biến dạng dẻo xảy ra đồng thời. Một số nghiên cứu được trình bày tài liệu [78], [86] trong đó phương trình mô tả các thông số luyện kim cho quá trình đông đặc dưới áp lực cao và quá trình min hoá tổ chức tế vi được đề xuất.

- Lý thuyết biến dạng dẻo hợp kim bán lỏng: Biến dạng dẻo trong quá trình đông đặc dưới áp suất cao. Quá trình biến dạng này được phân tích chi tiết trong tài liệu [78], [89] thể hiện mối tương quan giữa hành vi cơ nhiệt (lưu biến) và tổ chức tế vi.

#### *b) Nghiên cứu ứng dụng*

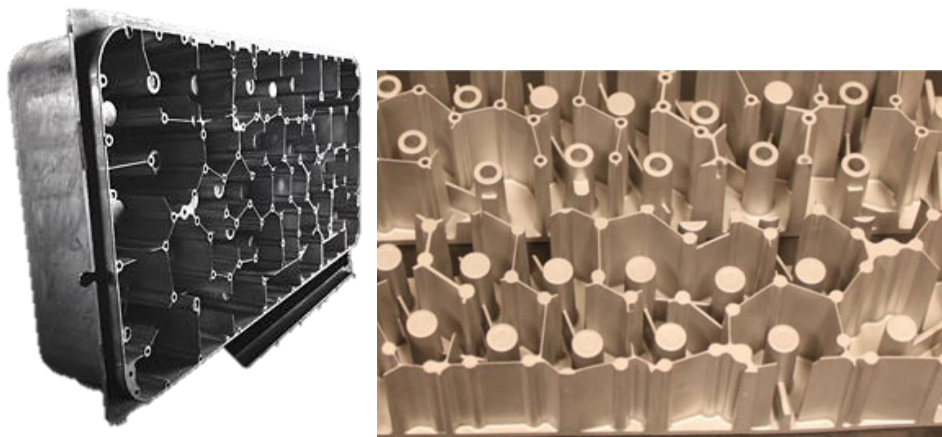
Hiện nay, các nghiên cứu về công nghệ tạo hình bán lỏng với phôi có thể tái chế đang được nhiều nhà nghiên cứu quan tâm, chẳng hạn như các phương pháp đúc lưu biến (semisolid rheocasting - SSR) [114], [117], phương pháp cân bằng enthalpy xoáy (swirled enthalpy equilibration device -SEED) [113] và phương pháp sục khí bán lỏng (gas-induced semisolid -GISS) [27]. Các ứng dụng xuất hiện ở châu Âu, Mỹ nhưng chủ yếu là ở Trung Quốc, như là động lực chính của quá trình phát triển mạnh mẽ của SSP và được chứng minh tại hội nghị quốc tế về bán lỏng tại Thẩm Quyển vào tháng 9 năm 2018. Cho đến nay, công nghệ tạo hình bán lỏng đã thành công về mặt thương mại với các sản phẩm hợp kim nhôm A355, A356, A357, A319, A380 và A390, hợp kim magiê AZ61, AZ80, AZ91D và AM60 [59] với cả hai chu trình xúc biến [56] và chu trình lưu biến [56], [86]. Các phương pháp tạo hình bán lỏng có xu hướng thương mại sử dụng phương pháp tạo hình cuối cùng thường là đúc bán lỏng [72], [82], [115]. Nghiên cứu ứng dụng trên thế giới về bán lỏng tập trung vào ba lĩnh vực sau đây:

- Nghiên cứu công nghệ tạo phôi: Các nghiên cứu tập trung vào nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số công nghệ ảnh hưởng đến quá trình cầu hoá tổ

chức tế vi và tối ưu hoá các thông số này [21], [30], [43]. Các thông số công nghệ tối ưu trong quá trình chuẩn bị phôi bằng phương pháp máng nghiêng cũng được nhiều nhà nghiên cứu quan tâm [66].

- Nghiên cứu công nghệ tạo hình: Các nghiên cứu tập trung phát triển các công nghệ tạo hình để tạo ra chi tiết có thành mỏng, hệ số dẫn nhiệt lớn, hình dạng phức tạp, độ hoàn thiện sản phẩm cao và tối ưu hoá các thông số công nghệ trong quá trình này [30], [72].

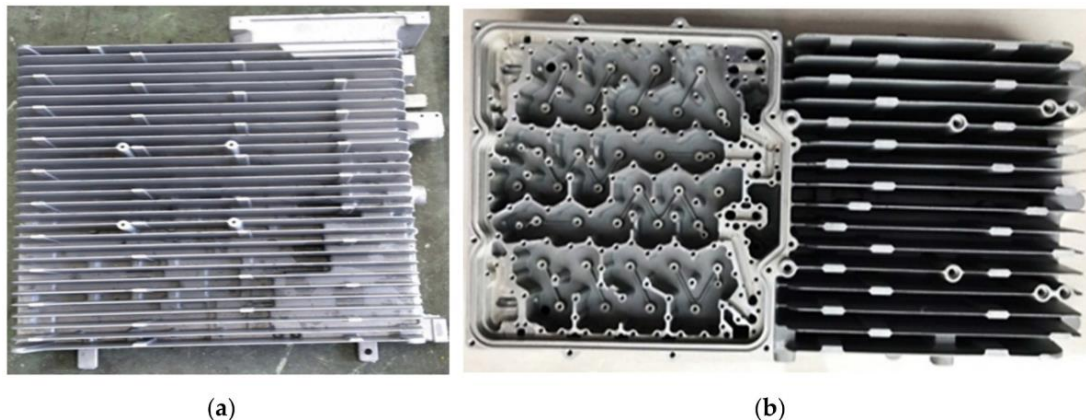
+ Hình 1.7 là một chi tiết sử dụng trong thiết bị viễn thông, được chế tạo bằng công nghệ đúc lưu biến từ hợp kim AlSi6Cu2,5 của hãng ComptechAB (Thụy Điển), trong đó các nhà thiết kế đã giảm độ dày thành xuống 0,4 mm, chiều cao là 40 mm. Việc giảm độ dày thành này giúp giảm trọng lượng 1 kg, từ 3,6 kg xuống 2,6 kg, tăng hệ số dẫn nhiệt, chi tiết vẫn đảm bảo cơ tính và hình dạng phức tạp ban đầu [86].



Hình 1.7. Chi tiết trong thiết bị viễn thông của hãng ComptechAB [86]

+ Hai chi tiết trong hình 1.8 được chế tạo từ Al-8%Si theo phương pháp Rheometal™, hình 1.8a là chi tiết tản nhiệt được tạo hình bằng bán lỏng, giúp giảm độ dày thành từ 1,6 mm xuống 0,9 mm và loại bỏ các bước gia công tiếp theo, giảm trọng lượng 0,7 kg so với phương pháp tạo hình trước đó và tăng độ dẫn nhiệt từ 100 đến 150 W/m K. Vỏ tản nhiệt kết hợp và bộ lọc RF (hình 1.8b), giảm độ dày thành từ 1,6 đến 1,1 mm, trọng lượng giảm 0,4 kg. Các sản phẩm

này được sản xuất bằng phương pháp đúc áp lực bán lỏng bởi công ty thiết bị điện Chu Hải Runxingtai Ltd., được nghiên cứu và phát triển công nghệ bởi nhóm nghiên cứu tại Đại học Khoa học và Công nghệ Bắc Kinh. Công nghệ bao gồm chuẩn bị SoD bán lỏng, phân phối dòng chảy, tối ưu hóa khuôn và tích hợp tự động hóa quá trình đúc áp lực bán lỏng (Rheo-HPDC). Các ứng dụng này đã chứng minh khả năng đúc áp lực bán lỏng khắc phục vấn đề thay đổi độ dày thành lớn mà phương pháp đúc áp lực (HPDC) thông thường không thể thực hiện được. Điền đầy các thành mỏng có chiều dày thay đổi với chiều cao thành lớn là một thách thức với các phương pháp HPDC nhưng với đúc bán lỏng đã giải quyết phần nào vấn đề này [52].



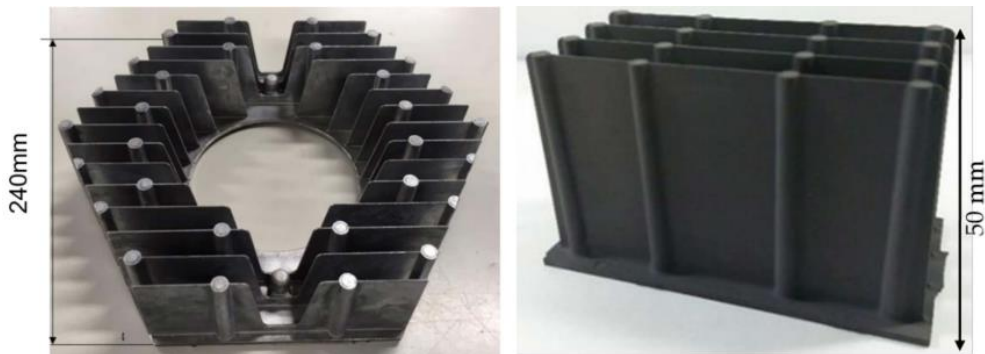
Hình 1.8. Các chi tiết sử dụng trong viễn thông [56]

(a) Vỏ làm mát trạm 4G:  $474 \times 455 \times 92$  mm, độ dày thành: 0,9 mm,

(b) Vỏ bộ lọc 4G:  $448 \times 242 \times 66$  mm, độ dày thành: 1,1 mm

- Phát triển và thiết kế các loại vật liệu cho tạo hình bán lỏng: Các vật liệu sử dụng trong công nghệ bán lỏng hiện nay chủ yếu dựa vào các hệ hợp kim trong quá trình đúc được thay đổi một số thành phần để tạo thành hợp kim cho tạo hình bán lỏng [78]. Hiện nay, các nhà vật liệu đang tiến hành nghiên cứu các hợp kim riêng biệt phục vụ cho công nghệ bán lỏng và nghiên cứu mở rộng các loại hợp kim trong tạo hình bán lỏng [78], [30]. Chẳng hạn như Học viện Công nghệ Osaka đang tiến hành nghiên cứu bộ phận tản nhiệt bằng hợp kim nhôm Al - 25% Si (hình 1.9), tính chảy loãng cao của hợp kim này cho phép tạo hình các thành mỏng, chiều cao thành 50 mm với hệ số tản nhiệt lớn [56].

Hay một số nghiên cứu gần đây (2019) về công nghệ tạo hình bán lỏng xúc biến với hợp kim Al-Si sắt cùng tinh (AlSi12Cu2NiMg) cho các ứng dụng pít-tông ô tô của giáo sư Boris Ivanovich Semenov, Khoa Kỹ thuật cơ khí đặc biệt, Đại học Kỹ thuật quốc gia Bauman Moscow, Nga. Hình 1.10 cho thấy các pít-tông với cơ tính nâng cao so với đúc thông thường nhờ kết hợp tạo hình lỏng và ép nóng đẳng áp (HIP) [102].



Hình 1.9. Tản nhiệt Al-25%Si [56]



Hình 1.10. Piston được dập xúc biến hợp kim nhôm AlSi12Cu2NiMg [102]

#### **1.4.2. Nghiên cứu đúc lưu biến sử dụng phương pháp máng nghiêng**

Phương pháp lưu biến mới (NRC- New Rheocasting), còn gọi là phương pháp máng nghiêng [21]. Phương pháp này xuất hiện vào cuối những năm 1990. UBE một nhà sản xuất máy đúc Nhật Bản đã gia nhập thị trường sản xuất các chi tiết bán lỏng với việc phát minh ra phương pháp tạo phôi mới là phương pháp UBE hay phương pháp lưu biến mới [59]. Phương pháp này đã thu hút được nhiều sự chú ý của các nhà công nghệ và thúc đẩy sản xuất các chi tiết bán lỏng trên trên thế giới. Rất nhiều hãng sản xuất của Nhật Bản và Châu Âu

hiện vẫn đang ứng dụng công nghệ này. Trong phương pháp này, hợp kim được nấu chảy gần đường lòng với độ quá nhiệt thấp, sau đó được làm nguội nhanh và đồng đều hoá nhiệt độ xuống dưới đường lòng. Điều này tạo ra nhiều mầm kết tinh và do đó tạo được tổ chức tế vi hạt mịn và dạng cầu trong quá trình làm nguội.

Nhiều nghiên cứu về quá trình chuẩn bị tổ chức tế vi dạng cầu bằng phương pháp máng nghiêng đã được thực hiện: [8], [12], [15], [16], [37], [40], [49], [58], đặc biệt là công bố của S. D. Kumar [66] đã trình bày tổng quan về phương pháp máng nghiêng đối với hợp kim nhôm. Các nghiên cứu đều khẳng định rằng phương pháp máng nghiêng là một phương pháp đơn giản và hiệu quả trong tạo ra tổ chức tế vi dạng cầu. Phương pháp này không chỉ ứng dụng chuẩn bị tổ chức cho hợp kim nhôm đúc, hợp kim nhôm rèn mà còn có thể ứng dụng cho cả composite nền nhôm. Khó khăn lớn nhất của phương pháp máng nghiêng là việc lựa chọn bộ thông số công nghệ hợp lý như: nhiệt độ rót, góc nghiêng máng và chiều dài máng sẽ quyết định tổ chức tế vi của hợp kim sau khi rót đúc.

T. Haga [48] cho rằng máng nghiêng làm nguội là thiết bị đơn giản để đúc bán lỏng theo công nghệ lưu biến. Thiết bị này giá thành thấp và vận hành đơn giản là các ưu điểm nổi bật của phương pháp máng nghiêng. Tuy nhiên, phương pháp máng nghiêng cũng có các nhược điểm như: sự dính bám của kim loại trên bề mặt máng, mối quan hệ giữa các thông số công nghệ đúc và sự dính bám chưa được nghiên cứu kỹ. Haga cũng đi tới kết luận rằng các thông số như khoảng cách giữa cốc rót và bề mặt máng, góc nghiêng và chiều dài máng đều có ảnh hưởng đến khả năng làm nguội của máng và sự dính bám của kim loại lỏng trên máng.

Năm 2018, S. K. Gautam và cộng sự [37] đã tiến hành nghiên cứu để chọn ra các thông số công nghệ tối ưu cho việc tạo phôi bằng phương pháp máng nghiêng cho hợp kim nhôm ADC12 và sử dụng phương pháp quy

hoạch thực nghiệm đáp ứng bề mặt (RSM) đã kết luận rằng nhiệt độ rót, chiều dài nghiêng và góc nghiêng máng là ba yếu tố ảnh hưởng trực tiếp đến tổ chức tế vi dạng cầu của vật đúc.

Qua nghiên cứu, phân tích nhận thấy rằng, phương pháp máng nghiêng là phương pháp cho phép thu được tổ chức tế vi dạng cầu đối với các hợp kim nhôm công nghiệp; có thể thay đổi tổ chức tế vi của hợp kim thông qua các thông số công nghệ một cách dễ dàng; tổ chức tế vi dạng cầu thu được đồng đều, tạo được phiê có kích thước và hình dạng theo yêu cầu v.v.. Bên cạnh đó, yêu cầu về thiết bị, dụng cụ để xử lý nhiệt khá đơn giản, dễ chế tạo, phù hợp với điều kiện các phòng thí nghiệm, đồng thời có khả năng ứng dụng cao ở quy mô công nghiệp. Tuy nhiên, chưa có nghiên cứu nào đưa ra được mô hình toán lý quá trình rót đúc trên máng nghiêng (governing equations), mối quan hệ giữa các thông số công nghệ và chiều dày lớp đông đặc (hay sự dính bám) chưa được nghiên cứu đầy đủ. Các nghiên cứu về quá trình rót đúc trên máng nghiêng đối với hợp kim nhôm đúc ADC12 còn ít.

#### ***1.4.3. Nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến tổ chức và cơ tính khi tạo hình xúc biến hợp kim nhôm trên thế giới***

Tạo hình xúc biến (thixoforming) là công nghệ tạo hình dựa vào ứng xử xúc biến của vật liệu trong khoảng nhiệt độ giữa đường rắn và đường lỏng. Nhiều công trình nghiên cứu về thixoforming đã khẳng định công nghệ này khắc phục được nhược điểm của công nghệ đúc như thiên tích vĩ mô, co ngót và rỗ xốp. Tuy nhiên, hạn chế của quá trình thixoforming bao gồm: chi phí phát triển khuôn cao, thành phần không đồng nhất trong chi tiết tạo hình, thiên tích pha lỏng do biến dạng không đồng đều trong quá trình tạo hình và khó kiểm soát nhiệt độ chính xác khi tạo hình, đặc biệt là đối với các hợp kim có khoảng nhiệt độ đông đặc hẹp, chi phí sản xuất phiê cao, khó tái chế. Các nhược điểm này đã khuyến khích các nhà nghiên cứu khắc phục các hạn chế về thixoforming bằng nhiều phương pháp khác nhau. Các phương pháp

thixoforming được sử dụng rộng rãi là thixocasting, thixoforging, thixorolling, thixoextrusion và thixomoulding. Mỗi phương pháp tạo ra các cơ tính khác nhau của sản phẩm, do đó tạo khả năng cho các phát hiện mới. Mặt khác, các nghiên cứu về thixoforming thường tập trung vào sự tiến hóa của tổ chức tế vi, nhiệt độ gia nhiệt phôi, nhiệt độ khuôn, cơ tính, độ nhót và chất lượng sản phẩm cuối cùng [51].

Công trình của S. Nafisi [86] đã trình bày một cách hệ thống về công nghệ tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm, nhấn mạnh vào nguyên tắc cơ bản bao gồm: tổ chức tế vi SSP phát triển như thế nào, quá trình khuấy và cách các biến nhiệt tác động thay đổi tổ chức tế vi và sự phân bố hạt. Các nguyên tắc cơ bản của quá trình đông đặc được sử dụng để giải thích sự tạo mầm, tăng trưởng và phân tách của các hạt pha rắn sơ cấp. Tuy nhiên, tài liệu chủ yếu đề cập đến công nghệ tạo hình lưu biến, các nội dung liên quan đến công nghệ tạo hình xúc biến ít được đề cập.

Trong tài liệu [50], G. Hirt đã trình bày về công nghệ tạo hình bán lỏng xúc biến hợp kim nhôm và thép, từ quá trình tạo phôi đến cơ tính của chi tiết sau tạo hình, cũng như các công nghệ điều khiển quá trình tạo hình và khuôn. Tài liệu cũng đưa ra bộ tiêu chí cho tổ chức tế vi của phôi và các yêu cầu với khoảng nhiệt độ đông đặc của vật liệu cho tạo hình xúc biến. Đối với tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm, tài liệu chủ yếu tập trung vào thiết kế hệ hợp kim Al-Li phục vụ cho tạo hình xúc biến, ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến độ nhót của hợp kim bán lỏng ít được đề cập.

Nghiên cứu đối với các phôi bán lỏng có tỷ phần pha rắn cao, ở nhiệt độ tạo hình bán lỏng, phôi vẫn giữ được hình dạng gần như ban đầu, các nghiên cứu về độ nhót trong tạo hình xúc biến thường dựa trên việc giữ tốc độ cắt là hằng số và đo độ nhót trong quá trình biến dạng cắt. Hoặc giữ ứng suất không đổi trong phôi bán lỏng và xác định biến đổi theo thời gian tốc độ biến dạng, (phương pháp ép chảy). Dữ liệu cung cấp thông tin về độ nhót của hợp kim bán lỏng có tỷ lệ phần trăm pha rắn cao [69], [71].



Một số nghiên cứu đã tập trung vào vào xác định quá trình gia nhiệt cho phôi [54], [64]. Trong các nghiên cứu đó, H. K Jung [54] đã tiến hành thí nghiệm để xác định quá trình gia nhiệt cho hợp kim nhôm đúc và hợp kim nhôm rèn phục vụ cho dập xúc biến và đã thu được nhiệt độ tối ưu bằng cách kiểm soát thời gian giữ nhiệt và nhiệt độ phù hợp cho các bước tạo hình xúc biến sử dụng phương pháp nung cảm ứng. Thí nghiệm cho thấy, nhiệt độ phù hợp cho từng bước tạo hình xúc biến sẽ tạo ra sản phẩm có chất lượng cao. Do độ nhót của phôi trong quá trình tạo hình có ảnh hưởng lớn đến chất lượng sản phẩm. Nếu thời gian giữ nhiệt quá dài nguy cơ hạt thô đại và độ nhót sẽ gia tăng.

Các nghiên cứu đã khẳng định khả năng nâng cao cơ tính của chi tiết trong quá trình dập xúc biến [19], [97]. W. Gi Cho và cộng sự [19] đã tiến hành các thí nghiệm xác định cơ tính của sản phẩm được chế tạo bằng phương pháp dập xúc biến, nghiên cứu ứng xử biến dạng lòng khuôn trong quá trình tạo hình, nghiên cứu những khuyết tật về về cơ tính của sản phẩm trung gian và thành phẩm. Vật liệu nghiên cứu là A356 và 2024 với nhiệt độ gia nhiệt khuôn khác nhau để tìm giới hạn biến dạng lòng khuôn. Kết quả nghiên cứu cho thấy rằng giới hạn bền và giới hạn chảy của vật liệu tăng đáng kể. Ngoài ra, độ cứng cao nhất nằm ở tâm chi tiết, điều này xảy ra do cạnh của chi tiết tập trung tỷ phần pha lỏng cao hơn trong quá trình hình thành sản phẩm.

Qua nghiên cứu, phân tích nhận thấy rằng, công nghệ tạo hình xúc biến đã khẳng định ưu điểm vượt trội của công nghệ tạo hình bán lỏng so với công nghệ tạo hình truyền thống. Tuy nhiên, chưa có nghiên cứu nào trình bày một cách hệ thống về cơ sở lý thuyết tạo hình xúc biến và đánh giá ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến quá trình tạo hình xúc biến.

#### ***1.4.4. Nghiên cứu về công nghệ tạo hình bán lỏng ở Việt Nam***

Hiện nay, trong nước có 3 đơn vị đang tiến hành nghiên cứu đó là: Phòng thí nghiệm Công nghệ vật liệu thuộc trường Đại học Bách khoa Hà Nội, Bộ môn Công nghệ và thiết bị vật liệu cơ khí – khoa Cơ khí thuộc trường Đại học



Bách khoa Thành phố Hồ Chí Minh và Bộ môn Gia công áp lực, Học viện Kỹ thuật Quân sự.

Tại Phòng thí nghiệm Công nghệ vật liệu thuộc trường Đại học Bách khoa Hà Nội đã triển khai nghiên cứu những vấn đề liên quan đến công nghệ tạo hình ở trạng thái bán lỏng theo phương pháp đúc lưu biến cho hợp kim nhôm A356 [3], [5]. Còn tại bộ môn Công nghệ và thiết bị vật liệu cơ khí thuộc trường Đại học Bách khoa Thành phố Hồ Chí Minh, tiến hành nghiên cứu chế độ nung cao tần phục vụ cho tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm A356 [2]. Tại Học viện Kỹ thuật Quân sự, đã tiến hành nghiên cứu các thông số công nghệ biến dạng tạo hình bán rắn hợp kim Al – Cu – Mg trong chế tạo vũ khí [6], trong nghiên cứu này tác giả đã tổng quan về công nghệ SSP, nghiên cứu ảnh hưởng thông số công nghệ ép chảy xúc biến đến tổ chức tế vi hợp kim AlCu<sub>4,3</sub>Mg<sub>1,5</sub>.

Nhận thấy rằng các nghiên cứu về công nghệ tạo hình xúc biến trong nước còn ít. Nghiên cứu về quá trình tạo hình xúc biến đã chỉ ra ảnh hưởng của một số thông số công nghệ đến tổ chức tế vi và cơ tính của sản phẩm, cụ thể là nghiên cứu quá trình chuẩn bị tổ chức bằng phương pháp SIMA, quá trình ép chảy xúc biến chi tiết trụ bậc. Tuy nhiên các nghiên cứu về ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến quá trình chuẩn bị tổ chức bằng phương pháp máng nghiêng, tạo hình các chi tiết có thành mỏng chưa được đề cập đến, vật liệu nghiên cứu thường tập trung vào dòng hợp kim nhôm A356. Do đó các vấn đề đặt ra cho nghiên cứu công nghệ tạo hình bán lỏng (lý thuyết và thực nghiệm) cần được mở rộng để có thể ứng dụng công nghệ này vào thực tế sản xuất trong nước.

### **1.5. Xác định vật liệu nghiên cứu cho luận án**

Từ nghiên cứu tổng quan về công nghệ tạo hình bán lỏng, vật liệu trong công nghệ tạo hình bán lỏng, các phương pháp chuẩn bị tổ chức vi mô cầu hoá và ứng dụng của công nghệ bán lỏng, nghiên cứu nhận thấy rằng: Trong tạo hình bán lỏng, các nhà công nghệ đã thành công về mặt thương mại với các hợp kim nhôm đúc A355, A356, A357, A319, A380 và A390.

Một số câu hỏi đặt ra cho nghiên cứu: “*Có phải tất cả các hợp kim nhôm thương mại được sử dụng trong công nghệ đúc có thể sử dụng trong tạo hình xúc biến được không?*”. Có phải vì hàm lượng silic trong hợp kim Al-Si, mà chỉ các hợp kim nhôm đúc có hàm lượng silic tiêu chuẩn mới được khuyến nghị sử dụng trong tạo hình bán lỏng?

Theo bảng 1.1, tiêu chuẩn của hiệp hội đúc Mỹ (NADCA) đã có khuyến nghị các hợp kim nhôm đúc sử dụng trong công nghệ tạo hình bán lỏng (NADCA - North American Die Casting Association: Wheeling, IL, USA, Publication No. 403, 2006). Theo bảng 1.1, các hợp kim nhôm đúc có hàm lượng silic tiêu chuẩn (5-10 % silic hoặc 16-18 % silic) được khuyến nghị sử dụng trong công nghệ tạo hình bán lỏng. Nhận thấy có một khoảng trống các hợp kim nhôm đúc theo hàm lượng silic (11 - 13% ) không được khuyến nghị sử dụng trong công nghệ tạo hình bán lỏng. Các hợp kim Al-Si chứa 11 - 13% silic là hợp kim cùng tinh. Thành phần hoá học của các hợp kim này điền đầy khoảng trống đối với thành phần silic được thể hiện trong bảng 1.2.

Các hợp kim nhôm chứa 11 - 13% Si: ADC12 -Tiêu chuẩn JIS, A384 tiêu chuẩn AA Mỹ, AC-46100 tiêu chuẩn Châu âu, AJI25 – GOST tiêu chuẩn Nga. Các hợp kim này là các hợp kim rất phổ biến trong đúc áp lực và là các hợp kim được sử dụng rộng rãi trong hàng không, trong chế tạo chi tiết cho ô tô, xe máy (pít tông, xi lanh, lốc máy ô tô, xe máy, mâm xe), thiết bị xây dựng v.v...

Hợp kim nhôm công nghiệp hay gặp ở Việt Nam là ADC12, được sử dụng rộng rãi trong công nghiệp hàng không, trong công nghiệp chế tạo chi tiết cho ô tô, xe máy do có tính đúc tốt với độ chảy loãng cao và tỷ lệ co ngót thấp. Hợp kim này có khả năng chịu nhiệt cao, nhưng đặc trưng bởi độ dẻo thấp (độ giãn dài tương đối khoảng 1,4 %), bảng 1.3 [7]. Các nghiên cứu về phương pháp chuẩn bị tổ chức và phương pháp tạo hình đối với hợp kim này còn ít. Các nghiên cứu chưa chỉ rõ được khoảng nhiệt độ bán lỏng của hợp kim nhôm ADC12 để làm cơ sở cho việc chuẩn bị tổ chức vi mô và tạo hình hợp kim này.



Bảng 1.3. Cơ tính của hợp kim nhôm ADC12 [7]

Tên hợp Kim	Giới hạn bền kéo (MPa)	Giới hạn chảy (MPa)	Độ giãn dài (%)	Độ cứng Brinell (HB)
ADC12	228	154	1,4	74

Trong nghiên cứu này, chọn hợp kim nhôm ADC12 làm đối tượng nghiên cứu, lựa chọn phương pháp máng nghiêng kết hợp rung để thay đổi tổ chức vi mô của hợp kim nhôm ADC12, sử dụng phương pháp ép chảy bán lỏng để tạo hình sản phẩm. Mục tiêu của nghiên cứu là khẳng định có thể sử dụng công nghệ tạo hình bán lỏng xúc biến cho hợp kim nhôm đúc ADC12. Ngoài ra, sử dụng công nghệ tạo hình bán lỏng xúc biến giúp tăng độ giãn dài và giới hạn bền của hợp kim nhôm ADC12 trong quá trình tạo hình nhưng vẫn duy trì các đặc tính cơ học khác, giúp tăng cơ tính chi tiết thành phẩm. Nói cách khác làm tăng độ tin cậy của chi tiết trong quá trình sử dụng.

### 1.6. Kết luận

Qua việc phân tích, đánh giá các kết quả nghiên cứu của các nhà khoa học trên thế giới và trong nước, đề tài nhận thấy chưa có nghiên cứu nào trình bày một cách hệ thống ở Việt Nam và trên thế giới về quá trình chế tạo chi tiết từ hợp kim sắt trước cùng tinh hệ Al-Si có vùng đông đặc hẹp bằng công nghệ tạo hình bán lỏng, đáp ứng tiêu chí cơ tính tổng hợp (bền và dẻo) nhằm chế tạo sản phẩm cơ khí có hình dạng phức tạp. Từ đó, luận án đặt ra nhiệm vụ áp dụng công nghệ tạo hình bán lỏng đối với hợp kim nhôm ADC12 (có vùng đông đặc hẹp), giúp cải thiện cơ tính của hợp kim nhôm ADC12 và mở rộng khả năng công nghệ của hợp kim này với các nội dung chính sau đây:

- Tìm hiểu cơ sở lý thuyết tạo hình xúc biến, phân tích ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến độ nhót của hợp kim bán lỏng trong quá trình tạo hình xúc biến.

- Tìm hiểu cơ sở lý thuyết bài toán rót đúc trên máng nghiêng, từ đó xây dựng hệ thống máng nghiêng và nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến quá trình cầu hoá tổ chức tế vi hợp kim nhôm ADC12.

- Đánh giá ảnh hưởng của một số thông số công nghệ cơ bản đến tổ chức và cơ tính của hợp kim nhôm này trong quá trình tạo hình xúc biến.

Các kết quả nghiên cứu của luận án là những đóng góp cụ thể và thiết thực trong việc nghiên cứu công nghệ tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm ADC12 góp phần phát triển các ứng dụng công nghệ tạo hình bán lỏng ở Việt Nam.

## Chương 2

### CƠ SỞ LÝ THUYẾT TẠO HÌNH XÚC BIẾN

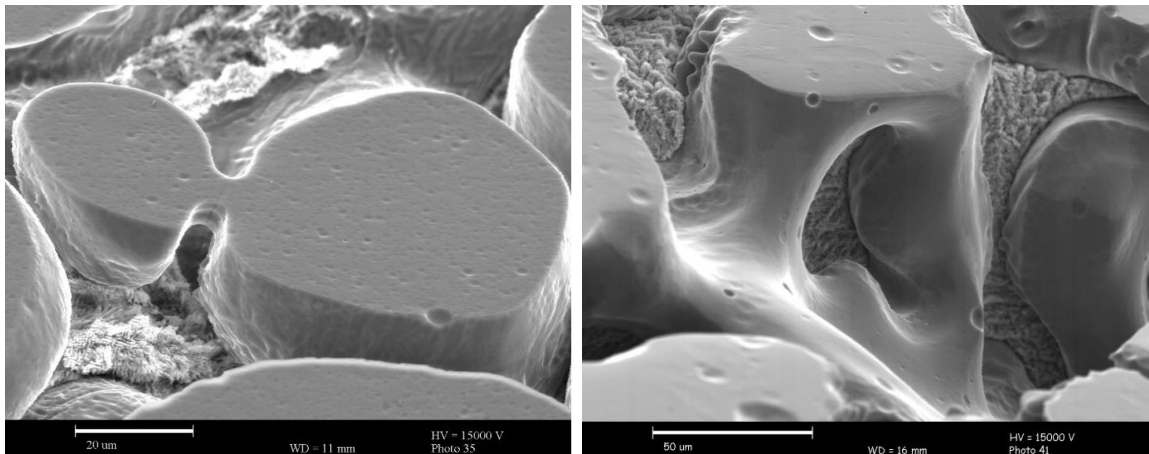
Công nghệ tạo hình bán lỏng được nghiên cứu, phát triển như một phương pháp hiệu quả tận dụng được ưu điểm của quá trình tạo hình vật liệu ở trạng thái rắn và trạng thái lỏng. Hợp kim ở trạng thái bán lỏng ( $f_s > 0,5$ ), khi không có tác động của ngoại lực vẫn giữ được hình dạng ban đầu. Dưới tác dụng của lực cắt, độ nhớt giảm đáng kể vật liệu chảy như chất lưu.

#### 2.1. Trạng thái xúc biến của hợp kim bán lỏng

##### 2.1.1. Quan điểm vi mô

###### a) Nguồn gốc xúc biến

Để hợp kim bán lỏng thể hiện đặc tính xúc biến rõ rệt, tổ chức tế vi của hợp kim phải có các hạt pha rắn có dạng hình cầu, ít hay nhiều có liên kết với nhau tạo thành khung 3D, khi bị biến dạng, khung 3D này bị bẻ gãy trong pha lỏng [63], độ nhớt của hợp kim bán lỏng giảm mạnh, vật liệu chảy như chất lưu (có độ nhớt cao). Hình 2.1 là ảnh tế vi SEM thể hiện liên kết giữa các hạt pha rắn [108].



Hình 2.1. Liên kết giữa các hạt pha rắn [108].

###### b) Sự kết tụ

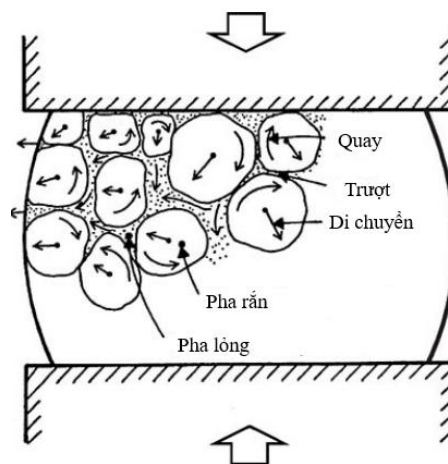
Cơ sở của hiện tượng xúc biến là sự phá vỡ các liên kết giữa các hạt pha rắn, các liên kết này hình thành do kết tụ giữa các hạt. Atkinson [9] giải thích

rằng trong quá trình biến dạng sự kết tụ này vẫn xảy ra do các hạt va chạm (hoặc do khuấy đưa các hạt tiếp xúc với nhau) và hình thành liên kết giữa các hạt pha rắn. Sự hình thành và phá hủy liên kết xảy ra đồng thời trong quá trình biến dạng.

Trong quá trình hợp kim đông đặc không có khuấy, trọng lực sẽ đưa các hạt tiếp xúc lại với nhau và không có lực cắt để phá vỡ các liên kết này. Do đó, một khung 3D có thể hình thành trong hợp kim bán lỏng, vật liệu có ứng xử như một chất rắn dưới tác dụng của ngoại lực.

### c) Vai trò của tổ chức vi mô cầu hoá

Vai trò của tổ chức cầu hoá trong quá trình biến dạng được thể hiện trên hình 2.2. Trong quá trình biến dạng các liên kết giữa các hạt pha rắn bị phá vỡ các hạt có thể chuyển động lăn và trượt trên nhau trong khi lớp kim loại lỏng bao quanh chúng đóng vai trò như là chất bôi trơn [61], [60]. Sự dễ dàng di chuyển của các hạt phụ thuộc vào tỷ phần pha lỏng, kích thước của hạt và mức độ kết tụ (sự liên kết của các hạt). Cơ chế biến dạng này giải thích tại sao cần phải có cấu trúc cầu trong phôi bán lỏng. Các hạt cầu dịch chuyển tương đối dễ dàng hơn, trong khi các hạt có dạng nhánh cây dưới tác dụng của ngoại lực có xu hướng cản trở lẫn nhau khi dịch chuyển.



Hình 2.2. Dịch chuyển của các hạt dạng cầu khi tạo hình bán lỏng [60]

Độ nhót ổn định của hợp kim bán lỏng trong quá trình biến dạng là sự cân bằng giữa tốc độ hình thành và tốc độ bẻ gãy các liên kết. Độ nhót cũng phụ thuộc vào hình thái của hạt pha rắn, hạt càng gần với hình cầu độ nhót càng nhỏ, khả năng biến dạng và điền đầy khuôn càng tốt [9], [60], [61], [62]. Nói một cách khác, thông số biểu thị khả năng biến dạng, khả năng điền đầy khuôn, xác định lực cần thiết cho biến dạng và loại dòng chảy của vật liệu đó chính là độ nhót. Độ nhót là thông số chính đặc trưng cho tính chất xúc biến của hợp kim bán lỏng và có một vai trò quan trọng như khái niệm độ chảy loãng trong kim loại lỏng hay mô đun đàn hồi của vật liệu ở trạng thái rắn [9], [86].

Khi không có lực tác dụng trên biên, trọng lực sẽ kéo các hạt lại gần nhau, các liên kết mới được hình thành, vật liệu ứng xử như ở trạng thái rắn. Trong quá trình biến dạng, cả hai quá trình hình thành liên kết và bẻ gãy các liên kết này đều xảy ra. Trên thực tế, lực cắt không chỉ phá vỡ các liên kết mà còn kéo các hạt đến gần nhau. Như vậy, sự kết tụ hay các liên kết giữa các hạt vẫn xảy ra trong quá trình biến dạng. Quá trình này bị ảnh hưởng bởi tốc độ cắt, tăng tốc độ cắt làm tăng khả năng tiếp xúc giữa các hạt nhưng cũng làm giảm thời gian tiếp xúc giữa chúng. Tuy nhiên việc hình thành liên kết mới vững chắc cần thời gian. Nói chung, độ nhót sẽ phản ánh mức độ liên kết được hình thành giữa các hạt hay khả năng tạo hình của vật liệu và nó phụ thuộc rất nhiều vào tốc độ cắt [61], [62].

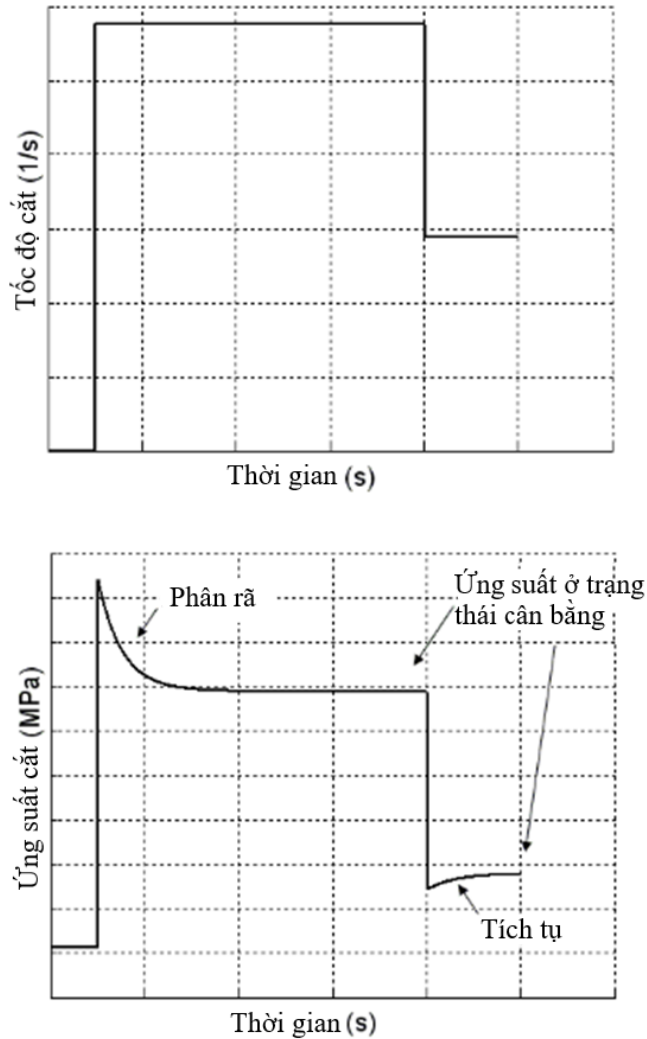
#### *d) Ứng xử tức thời của hợp kim bán lỏng*

Tính chất xúc biến của vật liệu bán lỏng phụ thuộc nhiều vào tốc độ tạo hình và hình thái của hạt. Tuy nhiên trong quá trình tạo hình, vật liệu bán lỏng có thể trải qua quá trình có tốc độ cắt tăng đột ngột (hình 2.3). Khi đó, ứng xử tức thời của vật liệu bán lỏng khác nhiều so với ứng xử của nó ở trạng thái ổn định [61].

Tính chất xúc biến của vật liệu bán lỏng biểu hiện rõ rệt khi các hạt pha rắn có dạng cầu, khi đó độ nhót của vật liệu bán lỏng phụ thuộc nhiều vào tốc



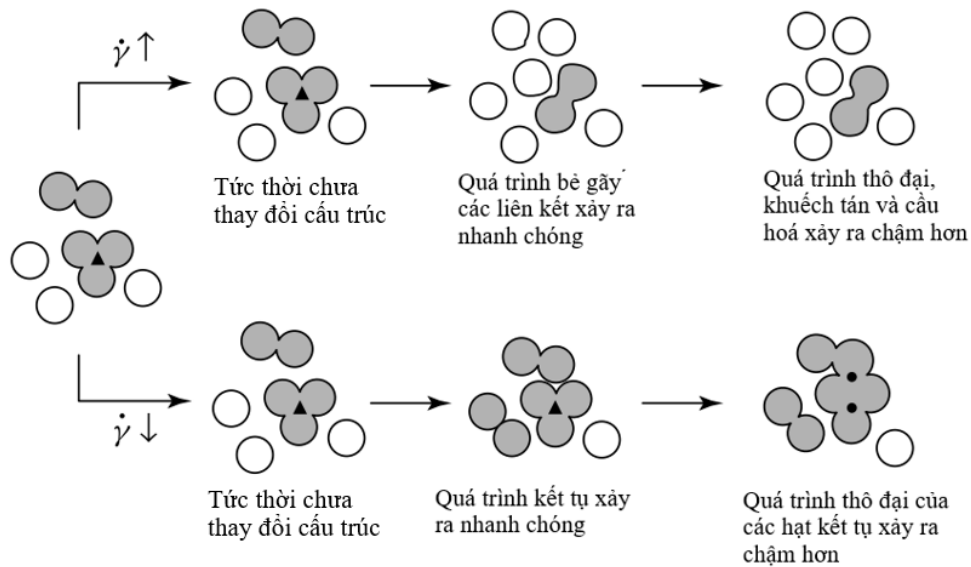
độ cắt [61], [86]. Sự phụ thuộc này được thể hiện qua thí nghiệm về bước nhảy của tốc độ cắt [9]. Khi vật liệu bán lỏng ở trạng thái ổn định, nếu tức thời tăng tốc độ cắt, ứng suất cắt sẽ đạt giá trị cực đại, sau đó giảm dần cho đến khi đạt giá trị cân bằng mới. Tương tự, khi tốc độ cắt giảm đột ngột, ứng suất cắt đạt giá trị cực tiểu trước khi tăng lên đạt một giá trị ổn định mới (hình 2.3).



Hình 2.3. Thí nghiệm bước nhảy tốc độ cắt [62]

C. J. Quaak [98] đã đề xuất cơ chế được minh họa trong hình 2.4 để giải thích ứng xử tức thời của vật liệu bán lỏng. Ngay khi thay đổi tốc độ cắt, cấu trúc của vật liệu bán lỏng vẫn chưa thay đổi, trong khoảng thời gian ngắn này, cấu trúc của vật liệu vẫn tương đồng với tốc độ cắt trước đó. Khoảng thời gian

này tương ứng với sự tăng vọt của ứng suất cắt (hoặc sự giảm mạnh của ứng suất cắt trong trường hợp giảm tốc độ cắt). Sau đó là quá trình bẻ gãy các liên kết diễn ra một cách nhanh chóng, kế tiếp là quá trình khuếch tán chậm hơn nơi các hạt được phân tách thô dần và dần trở thành hình cầu. Quá trình này tương ứng với sự ổn định của độ nhớt ở trạng thái cân bằng mới (hình 2.3), với ứng suất cắt có giá trị tương ứng với tốc độ cắt mới.



Hình 2.4. Sự thay đổi của cấu trúc vật liệu và tốc độ cắt [98]

### 2.1.2. Quan điểm vĩ mô

#### a) Ảnh hưởng của nhiệt độ

Đầu tiên, nhiệt độ ảnh hưởng trực tiếp đến tổ chức tế vi thông qua tỷ phần pha lỏng, mà tỷ phần pha lỏng ảnh hưởng trực tiếp đến độ nhớt của hợp kim bán lỏng. Nói cách khác, độ nhớt của hợp kim bán lỏng phụ thuộc nhiều vào nhiệt độ. Khi tăng nhiệt độ giữ nhiệt trong vùng bán lỏng, xảy ra đồng thời hai quá trình: (1) quá trình tan chảy của các hạt pha rắn làm tỷ phần pha lỏng tăng lên và tỷ phần pha rắn giảm xuống dẫn đến độ nhớt giảm, (2) thúc đẩy hiện tượng nuốt hạt (ostwald ripening) và hợp nhất (coalescence) các hạt

làm kích thước hạt gia tăng kéo theo độ nhớt tăng lên. Do đó đặc tính xúc biến của vật liệu phụ thuộc rất nhiều vào nhiệt độ [63].

*b) Thiên tích pha lỏng*

Khi hợp kim bán lỏng tạo hình, áp suất không đồng đều trong pha lỏng là nguyên nhân chính tạo nên dòng chảy của pha lỏng (mạnh hay yếu tùy thuộc vào độ chênh của áp suất) và là nguyên nhân dẫn đến sự thiên tích của pha lỏng trong quá trình tạo hình. Hiện tượng đó có thể được so sánh với việc bóp chặt miếng bọt biển ngấm nước và còn được gọi là hiệu ứng “bọt biển” [61]. Nó tạo ra sự thiên tích của pha lỏng dẫn đến sự không đồng nhất cơ tính. Hơn nữa, có thể dẫn đến tỷ phần chất lỏng cao ở những phần thành mỏng, rãnh hẹp (vị trí tập trung tỷ phần pha lỏng cao), có thể gây ra các hiện tượng co ngót, rỗ xốp, v.v., trong quá trình tạo hình bán lỏng tại các vị trí này.

*c) Độ thay đổi tỷ phần pha lỏng theo nhiệt độ*

Là độ thay đổi tỷ phần pha lỏng theo nhiệt độ ở tỷ phần pha lỏng quy chiếu là 0,5. Độ thay đổi này càng nhỏ càng tốt. Theo tài liệu [50], độ thay đổi tỷ phần pha lỏng theo nhiệt độ được tính bằng  $\frac{df_l}{dT} < 0,015 \text{ K}^{-1}$ . D. Liu [76] cũng đưa ra khoảng nhiệt độ làm việc tối thiểu là khoảng nhiệt độ giữa điểm có tỷ phần pha lỏng 0,3 và điểm nhiệt độ có tỷ phần pha lỏng 0,5 tối thiểu là 6 °C. Điều này là cần thiết bởi vì trong hệ thống gia nhiệt cho phôi phần bên ngoài được làm nóng trước và sau đó mới được dẫn vào bên trong. Quá trình này diễn ra trong một khoảng thời gian hữu hạn và trong khoảng thời gian này nhiệt độ bên ngoài của chi tiết vẫn tăng lên. Nếu tỷ phần chất lỏng ở phía ngoài lớn hơn 0,5 thì có khả năng kim loại bắt đầu bị chảy lỏng và nhỏ giọt ra bên ngoài (hiện tượng chân voi). Trong khi đó nhiệt độ tại tâm không đạt đến mức tỷ phần pha lỏng mong muốn (tức là tỷ phần pha lỏng  $> 0,3$ ).

## 2.2. Lưu biến của hợp kim bán lỏng

Dòng chảy kim loại trong khuôn là một bài toán quan trọng để điều khiển tính toàn vẹn của chi tiết thành phẩm. Do đó, cần thiết phải hiểu rõ các đặc trưng lưu biến của phôi bán lỏng khi biến dạng trong lòng khuôn. Kể từ khi khái niệm trạng thái bán lỏng của hợp kim xuất hiện vào đầu những năm 1970 [104], vấn đề lưu biến của hợp kim bán lỏng đã được nghiên cứu cả lý thuyết và thực nghiệm. Các hội nghị quốc tế về bán lỏng “viết tắt là S2P” 31 năm qua (1990-2021) đã dành riêng các chương cụ thể về lưu biến. Lưu biến là một phần không thể thiếu trong nghiên cứu bán lỏng.

Các đặc trưng cơ học và ứng xử lưu biến của một chất đôi khi biểu hiện những thay đổi đáng kể theo thời gian hoặc theo quá trình biến dạng [95]. Những thay đổi này có thể thuận nghịch hoặc không thuận nghịch, biến dạng thuận nghịch được gọi là đàn hồi, các biến dạng không thuận nghịch chính là chảy dẻo. Công cần thiết cho quá trình biến dạng đàn hồi lý tưởng được phục hồi hoàn toàn khi dỡ tải, trong khi công cần thiết để duy trì dòng chảy bị tiêu tán và chuyển hoá thành nhiệt, không thể phục hồi. Đàn hồi liên quan đến năng lượng cơ học có thể phục hồi và dòng chảy nhớt liên quan đến sự chuyển đổi cơ năng thành nhiệt. Biến dạng đàn hồi lý tưởng là một hàm của ứng suất, trong khi tốc độ biến dạng của dẻo nhớt là một hàm của ứng suất.

Dưới góc nhìn của lưu biến, các tính chất cơ học của vật liệu có thể được mô tả có sự đóng góp của đàn hồi, nhớt và quán tính. Với biến dạng đàn hồi vật liệu biến dạng có khả năng hồi phục về hình dạng và kích thước ban đầu khi ứng suất tác dụng được loại bỏ. Tuy nhiên, đối với nhớt lý tưởng, ứng suất và biến dạng không duy trì được lâu, được giải phóng khi có dòng chảy và tốc độ của dòng chảy là một hàm của ứng suất. Tất nhiên, vật liệu có độ nhớt cao biểu hiện biến dạng đàn hồi trong khoảng thời gian rất ngắn. Điều này có nghĩa rằng vật liệu có thể được xem là đàn hồi lý tưởng trong khoảng thời gian tương đối ngắn và có thể được xem là nhớt lý tưởng trong khoảng thời gian dài [41].

Với định nghĩa đơn giản như vậy, mối liên hệ giữa lưu biến và ứng xử cơ học của vật liệu gắn chặt với độ nhớt của vật liệu bán lỏng [86].

### 2.2.1. Độ nhớt

Như đã trình bày trong mục 2.1.1, độ nhớt là thông số lưu biến cơ bản của hợp kim bán lỏng. Độ nhớt có ảnh hưởng đến khả năng điền đầy khuôn và xác định lực cần thiết cho biến dạng hợp kim ở trạng thái bán lỏng. Nghiên cứu xác định độ nhớt được xem là một hướng tiếp cận quan trọng trong nghiên cứu về bán lỏng [35], [86].

Độ nhớt của chất lưu được thể hiện qua hệ số độ nhớt,  $\eta$ . Dựa trên định luật Newton được xác định theo phương trình toán học sau:

$$\tau_{xy} = \eta \dot{\gamma}_{xy} \quad (2.1)$$

trong đó  $\dot{\gamma}_{xy}$  là tốc độ biến dạng cắt được xác định từ gradient tốc độ,  $\tau_{xy}$  là ứng suất cắt,  $\eta$  là độ nhớt.

Ta có:

$$\dot{\gamma}_{xy} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial x} \right) \quad (2.2)$$

trong đó:  $\gamma_{xy}$ ,  $\dot{\gamma}_{xy}$  lần lượt là biến dạng cắt và tốc độ biến dạng cắt, theo định luật Newton, độ nhớt  $\eta$  là hằng số và là giá trị đo được hoặc tính được thông qua thực nghiệm. Do đó,  $\eta$  là độ nhớt biểu kiến.

Nếu  $\eta = \eta(\dot{\gamma})$ , có chất lưu phi Newton khi đó:

$$\tau = \eta(\dot{\gamma}) \dot{\gamma} \quad (2.3)$$

Tỷ số giữa độ nhớt  $\eta$  và khối lượng riêng của chất lưu được gọi là độ nhớt động học,  $\nu$ , là thước đo độ khuếch tán động lượng, tương tự độ khuếch tán nhiệt và khối lượng [96].

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad (2.4)$$

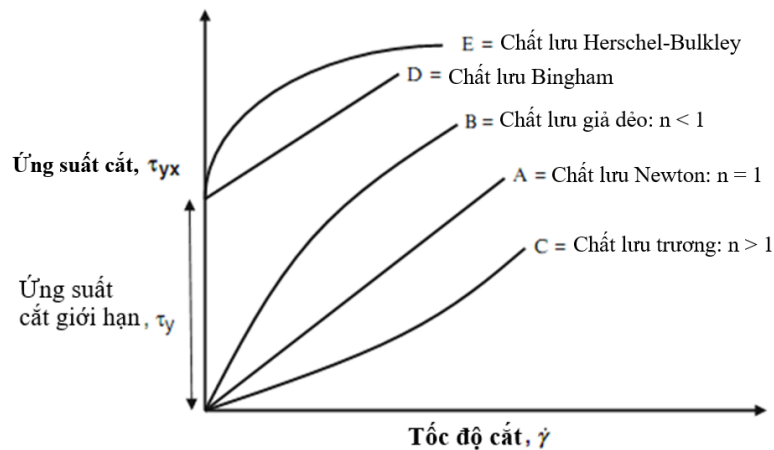
Giá trị của  $\eta$  được hiểu theo luật lũy thừa, liên hệ ứng giữa suất cắt ( $\tau$ ) và tốc độ cắt trung bình ( $\tau = m\dot{\gamma}^n$ ). Độ nhớt biểu kiến được xác định là tỷ số

giữa ứng suất cắt và tốc độ cắt [ $\eta = m(\dot{\gamma})^{n-1}$ ], ở đây  $m$  và  $n$  tương ứng là hằng số vật liệu và chỉ số lũy thừa. Trong trường hợp chất lưu Newton  $\eta$  là hằng số và độ nhớt không phụ thuộc tốc độ cắt. Trong trường hợp chất lưu phi Newton, độ nhớt biến đổi theo số mũ của tốc độ cắt (hoặc ứng suất cắt), hay  $\eta = \frac{\tau_{yx}}{\dot{\gamma}_{yx}}$  là một hàm của  $\dot{\gamma}_{yx}$ . Đường cong điển hình cho chất lưu phi Newton

được thể hiện trên hình 2.5 [95]. Đường thẳng A thể hiện vật liệu Newton với giá trị  $\eta$  là hằng số. Khi tốc độ cắt tăng nhanh hơn so với sự tăng của ứng suất cắt thể hiện đường cong B, vật liệu này được gọi là chất lưu giả dẻo hay chất lưu cắt mỏng (shear thinning). Theo cách xấp xỉ, đường cong này có thể biểu diễn bởi luật lũy thừa, tốc độ cắt tỷ lệ với lũy thừa của ứng suất cắt và ngược lại (2.5 và 2.6).

$$\tau_{yx} = \eta(\dot{\gamma})^n \quad (2.5)$$

$$\eta = m(\dot{\gamma})^{n-1} \quad (2.6)$$



Hình 2.5. Đường cong ứng suất tốc độ cắt cho các loại chất lưu [95]

Một số chất lưu phi Newton có ứng xử lưỡng tính, mang cả hai tính chất là chất lưu giả dẻo (pseudoplastic) và chất lưu trương (shear thickening) có thể quan sát thấy ở các điều kiện chất tải khác nhau. Theo một tài liệu hợp kim Al-Zn, Sn-Pb có cả hai hành vi này, tùy thuộc tốc độ cắt khi thử nghiệm đúc áp

lực cao và máy đo độ nhớt kiểu quay. Các hợp kim này ứng xử giống như chất lưu giả dẻo ở tốc độ cắt thấp  $2 \times 10^{-3}$  đến  $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , nhưng thể hiện đặc tính vật liệu chất lưu trương khi bị biến dạng ở tốc độ cắt cao  $10^6 \text{ s}^{-1}$  [87], [116].

Các vật liệu bán lỏng với đặc tính xúc biến không tích trữ năng lượng đàn hồi và do đó không hồi phục theo thời gian khi loại bỏ ứng suất cắt. Độ nhớt của hợp kim bán lỏng giảm theo thời gian (cấu trúc vi mô bị phá vỡ) và đạt đến giá trị ổn định ở tốc độ cắt không đổi. Như đã chỉ ra bởi Poirier và Geiger [96], chất lưu xúc biến có thể được coi là chất lưu Newton trong điều kiện độ nhớt được duy trì không đổi.

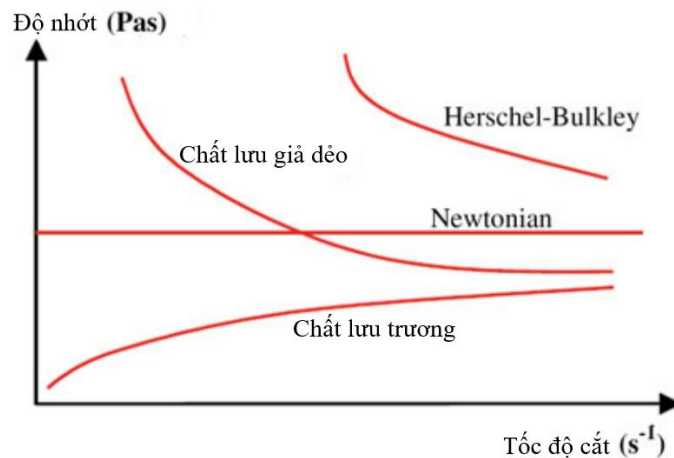
Chất lưu Bingham thể hiện ứng suất chảy giới hạn và sau đó tuân theo mối quan hệ tuyến tính giữa ứng suất cắt và tốc độ cắt được biểu thị trong (2.7):

$$\tau = \tau_y + k\dot{\gamma}, \quad (2.7)$$

trong đó  $\tau_y$  là ứng suất chảy giới hạn và  $k$  là hằng số liên quan đến độ nhớt. Nếu ứng xử của chất lưu (sau ứng suất chảy giới hạn) là phi tuyến, nó được gọi là chất lưu Herschel–Bulkley (2.8).

$$\tau = \tau_y + k\dot{\gamma}^n \quad (2.8)$$

Hình 2.6 thể hiện quan hệ giữa độ nhớt và tốc độ cắt cho các chất lưu khác nhau [9]. Độ nhớt luôn được sử dụng làm thông số đầu vào để tính khả năng điền đầy khuôn trong phần mềm mô phỏng. Độ nhớt thấp cho phép tạo hình các chi tiết có thành mỏng, phức tạp với áp lực máy tạo hình thấp [14], [32].



Hình 2.6. Ảnh hưởng của tốc độ cắt đến độ nhớt [9]

### 2.2.2. Ứng xử của hợp kim bán lỏng

Hợp kim bán lỏng là một hệ hai pha với các hạt pha rắn trong nền pha lỏng. Sự xuất hiện của hai pha, “trạng thái bán lỏng”, phụ thuộc vào khoảng đông đặc của hợp kim, khi khoảng đông đặc rộng thì việc chuyển thành trạng thái hai pha dễ kiểm soát và dễ điều khiển. Hình thái của pha rắn thường có dạng nhánh cây. Hệ bán lỏng như vậy, thể hiện ứng xử giống như chất lưu phi Newton tùy thuộc vào thông số công nghệ của quá trình đó như phân tích trong mục 2.2.1 [30], [35].

Hợp kim ở trạng thái bán lỏng với hình thái cầu của pha rắn và tỷ phần pha rắn nhỏ hơn 0,6 thường thể hiện hai đặc điểm lưu biến riêng biệt: xúc biến và giả dẻo. Xúc biến là sự phụ thuộc thời gian của độ nhớt (trạng thái không ổn định) ở một tốc độ cắt cho trước, trong khi giả dẻo biểu hiện qua trạng thái ổn định của độ nhớt ở một tốc độ cắt không đổi (hình 2.3). Hành vi lưu biến của hợp kim bán lỏng liên quan chặt chẽ với hai thuộc tính này. Do đó, hiểu rõ về ứng xử lưu biến của hợp kim bán lỏng là cần thiết để ứng dụng công nghệ này một cách hiệu quả [13], [57].

Các thử nghiệm ở trạng thái đẳng nhiệt mở ra khả năng mô tả các đặc tính lưu biến của hợp kim bán lỏng, thông qua phương trình quan hệ ứng suất và độ nhớt [89]. Hiện nay, thường chấp nhận rằng độ nhớt ổn định ở tốc độ cắt cho trước phụ thuộc vào độ kết tụ của các hạt pha rắn hay còn gọi là tham số cấu trúc ( $\lambda$ ), đó là kết quả của sự cân bằng động giữa quá trình kết tụ và bẻ gãy kết tụ [17].

Tính chất xúc biến của hợp kim bán lỏng trong SSP được chứng minh bằng cách đo vòng trễ trong biến dạng cắt theo chu kỳ. Tuy nhiên, quy trình đó chưa đủ định lượng được sự thay đổi của tham số cấu trúc ( $\lambda$ ). Như đã được chỉ ra bởi Chen và Fan [17] để khắc phục nhược điểm này các quy trình thử nghiệm liên quan đến bước nhảy tốc độ cắt (trong mục 2.1.1) được phát triển để mô tả động học của quá trình thay đổi cấu trúc. Người ta thấy rằng quá trình



kết tụ chiếm ưu thế sau khi giảm tốc độ cắt, trong khi quá trình bẻ gãy kết tụ gia tăng sau bước tăng của tốc độ cắt [17].

Ứng xử lưu biến phụ thuộc vào độ nhớt kim loại bán lỏng ( $\eta$ ). Độ nhớt của hợp kim bán lỏng phụ thuộc vào hai nhóm thông số luyện kim và công nghệ. Nó có dạng hàm số với các biến số như phương trình sau [86]:

$$\eta = f(\dot{\gamma}, t_s, T_a, \dot{T}, C_o, f_s, S_f, \lambda, h_{\text{istory}}) \quad (2.9)$$

Trong đó:  $\dot{\gamma}$  tốc độ cắt,  $t_s$  là thời gian cắt,  $T_a$  là nhiệt độ của hợp kim bán lỏng,  $\dot{T}$  là tốc độ làm nguội từ trạng thái lỏng tới nhiệt độ  $T_a$  trong vùng bán lỏng,  $C_o$  là thành phần hoá học của hợp kim,  $f_s$  là tỷ phần pha rắn ở nhiệt độ  $T_a$ ,  $S_f$  là hệ số hình dạng,  $\lambda$  là tham số cấu trúc và  $h_{\text{istory}}$  là ảnh hưởng của lịch sử. Nói chung hàm lượng chất tan cao và tốc độ làm nguội lớn là nguyên nhân gây ra nhiều nhánh cây hơn và do đó độ nhớt cao hơn đối với tỷ phần pha rắn đã cho. Độ nhớt biểu kiến của hợp kim bán lỏng tại một thời điểm cụ thể phụ thuộc vào trạng thái trước đó (ảnh hưởng của lịch sử). Trạng thái bên trong của vật liệu liên tục thay đổi và được mô tả theo các thông số luyện kim như: kích thước hạt, phân bố kích thước hạt, hình thái hạt và phân bố pha rắn trong nền pha lỏng. Do đó, việc phát triển một mô hình hoàn chỉnh cho hợp kim bán lỏng là khó khăn. Ngoài ra, thời gian xử lý trước khi tạo hình cũng rất quan trọng vì nó có thể làm thay đổi kích thước, hình thái và phân bố hạt do quá trình cầu hóa [70].

## **2.3. Các thông số ảnh hưởng đến độ nhớt khi tạo hình xúc biến**

### **2.3.1. Tỷ phần pha lỏng**

Tỷ phần pha là thông số công nghệ quan trọng trong quá trình tạo hình xúc biến, nhiệt độ tạo hình tác động trực tiếp đến tỷ phần pha của hợp kim ở trạng thái bán lỏng.

Một trong những thông số ảnh hưởng đến độ nhớt của trạng thái bán lỏng là tỷ phần pha rắn. Đối với hợp kim nhôm Al–Si là tỷ phần pha  $\alpha$ -Al [69], [94].

Tỷ phần pha lỏng ( $f_l = 1 - f_s$ ) ở nhiệt độ  $T_a$  trong vùng bán lỏng có thể tính theo phương trình Scheil (2.10) và (2.11) [34].

Tỷ phần pha rắn tại nhiệt độ cho trước trong vùng bán lỏng được xác định theo nguyên tắc cân bằng khối lượng, với giả thuyết là bỏ qua hiện tượng nuột hạt và khuếch tán trong pha rắn. Trong trường hợp này mối quan hệ giữa tỷ phần pha lỏng  $f_l$  và thành phần pha lỏng  $C_l$  tại nhiệt độ cho trước, được viết dưới dạng phương trình Scheil với hằng số  $k$  không đổi.

$$f_l = \left( \frac{C_l}{C_o} \right)^{-1/1-k} \quad (2.10)$$

Quan hệ giữa tỷ phần pha rắn  $f_s$  và thành phần pha rắn  $C_s$ , ở nhiệt độ cho trước, được viết như sau:

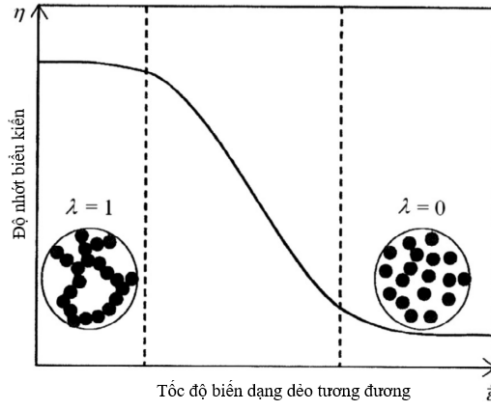
$$C_s = kC_o(1-f_s)^{k-1}, \quad (2.11)$$

trong đó  $C_o$  là thành phần của hợp kim.

Có nhiều phương pháp đo tỷ phần pha rắn, trong đó phổ biến nhất là phân tích định lượng, phân tích nhiệt và phân tích nhiệt động học trên giản đồ cân bằng pha [85]. Mỗi phương pháp có ưu nhược điểm riêng và được sử dụng theo yêu cầu nghiên cứu.

### 2.3.2. Tham số cấu trúc

Thay đổi của độ kết tụ chịu tác động trực tiếp của tốc độ biến dạng khi vật liệu ở trạng thái bán lỏng (hình 2.7) [9], [63]. Trong quá trình biến dạng, cấu trúc vật liệu thay đổi do biến dạng vừa có tác dụng đẩy các hạt lại gần nhau, thúc đẩy quá trình dính kết vừa phá vỡ các liên kết đã có từ trước giữa các hạt. Vì vậy,  $\lambda$  là tham số đặc trưng cho mức độ kết tụ trong tổ chức tế vi và có thể nhận các giá trị từ 0 đến 1:  $\lambda = 1$  tương ứng với trạng thái các hạt liên kết với nhau tạo thành khung 3D liên tục. Ngược lại, nếu  $\lambda = 0$  khung bị phá vỡ hoàn toàn, tương ứng với các hạt pha rắn lơ lửng trong nền pha lỏng, hình thành trạng thái huyền phù của các hỗn hợp rắn-lỏng.



Hình 2.7. Quan hệ giữa tốc độ biến dạng và tham số cấu trúc [62]

Sự thay đổi của tham số cấu trúc có thể được biểu thị bằng một phương trình vi phân mô tả động học giữa sự dính kết của các hạt pha rắn và sự phá huỷ các liên kết do biến dạng cắt. Theo Atkinson, H. V. [9], mối quan hệ đó được mô tả theo phương trình (2.12):

$$\frac{d\lambda}{dt} = a(1-\lambda)^b - c\lambda\dot{\gamma}^d \quad (2.12)$$

trong đó  $a$ ,  $b$ ,  $c$  và  $d$  là các hằng số cho một hệ bán lỏng.

Nhận xét: cách tiếp cận này tồn tại hai nhược điểm: không phản ánh được sự khác nhau giữa ứng xử của mô hình 3D chặt chẽ và của mô hình 3D lỏng lẻo và không mô tả được kết tụ không liên tục (kết tụ suspension).

Chen và Fan [17] đã phát triển mô hình vi cấu trúc mô (khắc phục hai nhược điểm trên) mô tả quan hệ giữa độ nhớt và tỷ phần pha rắn hiệu dụng với ứng xử lưu biến của kim loại bán lỏng trong điều kiện dòng cắt đơn giản. Theo mô hình đó, hỗn hợp rắn lỏng được coi như một chất lưu (huyền phù) trong đó các hạt rắn hình cầu có độ gắn kết thấp được phân tán trong nền pha lỏng. Theo tài liệu này, tham số cấu trúc được định nghĩa là số lượng trung bình của các hạt trong mỗi cụm kết tụ. Trong trường hợp dòng cắt đơn giản, tham số cấu trúc ( $\lambda$ ) được sử dụng để mô tả trạng thái kết tụ và phân tán. Thông qua tỷ phần pha rắn hiệu dụng  $f_s^{eff}$  (một tham số khác so với tỷ phần pha rắn  $f_s$ ), có tính đến

phần pha lỏng bị giam giữ trong hạt pha rắn (2.13), độ nhớt có thể được biểu diễn như là hàm của tham số cấu trúc  $\lambda$  (2.14).

$$f_s^{eff} = \left(1 + \frac{\lambda - 1}{\lambda} A\right) f_s \quad (2.13)$$

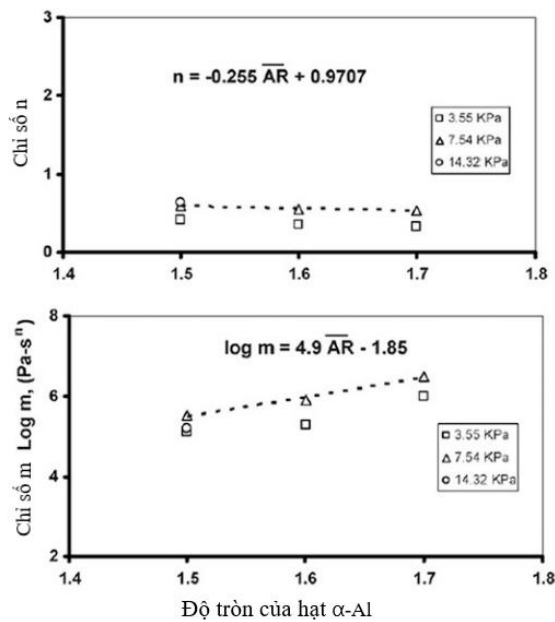
$$\eta = \eta_o \left(1 - f_s^{eff}\right)^{-\frac{5}{2}} \quad (2.14)$$

Trong đó  $\eta$  là độ nhớt tức thời,  $\eta_o$  là độ nhớt của nền lỏng (khi tỷ phần pha rắn hiệu dụng = 0),  $A$  là tham số mô hình liên quan đến chế độ đông đặc,  $A$  giảm khi khối lượng riêng tăng (phần không gian được lấp đầy bởi các hạt rắn). Tham số  $A$  được biểu thị bằng một phương trình tuyến tính ( $A = 3,395 - 4,96 * f_s$ , trong đó  $f_s$  là tỷ phần pha rắn) cho hợp kim Sn15%Pb [18] và tỷ phần pha rắn hiệu dụng được coi là tổng của tỷ phần pha rắn thực và tỷ phần pha lỏng bị giam giữ trong các hạt pha rắn. Phương trình (2.13) cho biết mối quan hệ giữa tỷ phần pha rắn hiệu dụng, tỷ phần pha rắn thực tế và hình thái kết tụ. Phương trình (2.14) là độ nhớt của hợp kim bán lỏng là một hàm của độ nhớt nền lỏng và tỷ phần pha rắn hiệu dụng. Các thông số khác chỉ ảnh hưởng gián tiếp đến độ nhớt thông qua việc thay đổi tỷ phần pha rắn hiệu dụng.

### 2.3.3. Hình thái pha rắn

Hình thái của pha rắn tác động rõ rệt lên ứng xử dòng chảy của kim loại bán lỏng [35]. Thấy rằng tổ chức tế vi dạng nhánh cây với cùng tỷ phần pha rắn sẽ có trở kháng biến dạng cao hơn tổ chức tế vi dạng cầu dạng cầu [67]. Trên thực tế các hạt hình cầu di chuyển dễ dàng hơn các hạt có dạng nhánh cây [13], [31]. Ngoài ra, các nghiên cứu về SSP chỉ ra, chính tổ chức phi nhánh cây biểu hiện các đặc điểm lưu biến rõ rệt như giả dẻo và xúc biến. Vì vậy, nghiên cứu về hình thái của hạt trong ứng xử lưu biến không chỉ có giá trị khoa học mà còn từ quan điểm công nghệ, nó có tầm quan trọng trong việc phát triển công nghệ SSP.

Mặc dù một số nghiên cứu thực nghiệm đã được thực hiện để tìm ra sự tương quan giữa giữa hình thái của pha rắn với đặc điểm lưu biến ([71], [22]), vẫn chưa có mô hình lý thuyết nào mô tả ảnh hưởng của hình thái hạt đến hành vi dòng chảy của hợp kim bán lỏng. Tuy nhiên cũng đã có các mô hình thực nghiệm đơn giản với các tham số được xác định để mô tả các đặc điểm lưu biến của hợp kim bán lỏng với các hình thái hạt rắn khác nhau [31]. Lashkari và cộng sự [71] đã chỉ rõ ảnh hưởng của hình thái hạt đối với đặc tính dòng chảy của hỗn hợp bán lỏng, thông qua độ tròn của các hạt  $\alpha$ -Al với hệ hợp kim trước cùng tinh Al-Si. Ứng xử phi Newton của phôi bán lỏng được giả định và mô hình là hàm mũ phi Newton,  $\tau = m(\dot{\gamma})^n$ , được áp dụng để nghiên cứu hành vi lưu biến của hợp kim bán lỏng. Mô hình này thể hiện sự thay đổi độ nhớt, ứng suất cắt và tốc độ cắt trong phương trình (2.6).



Hình 2.8. Ảnh hưởng của độ tròn hạt  $\alpha$ -Al đến chỉ số m và n [71]

Hình 2.8 thể hiện mối quan hệ giữa m và n trong phương trình (2.6) với độ tròn của hạt  $\alpha$ -Al. Mối quan hệ giữa m và n và độ tròn của hạt được mô tả bởi các phương trình sau:

$$n = 0,97 - 0,255 (\overline{AR}) \quad \text{với } 1,5 < \overline{AR} < 1,7 \quad (2.15)$$

$$m = 10^{(1,85-4,9\overline{AR})} \text{ với } 1,5 < \overline{AR} < 1,7. \quad (2.16)$$

Trong đó AR là độ tròn hay tỷ lệ hình dạng của hạt, được định nghĩa đơn giản là tỷ lệ của chiều dài nhất của đường kính feret trên chiều ngắn nhất của đường kính feret. Đường kính Feret được định nghĩa là khoảng cách giữa hai tiếp tuyến song song ở mỗi phía của một hạt.

#### **2.3.4. Kích thước và phân bố của hạt**

Một trong những thông số cơ bản kiểm soát các đặc tính lưu biến của hợp kim bán lỏng là kích thước và phân bố của hạt rắn. Hợp kim bán lỏng chảy lỏng tốt hơn với tổ chức tế vi mịn hơn, khi đó các hạt dịch chuyển dễ dàng hơn do có độ nhớt thấp [35].

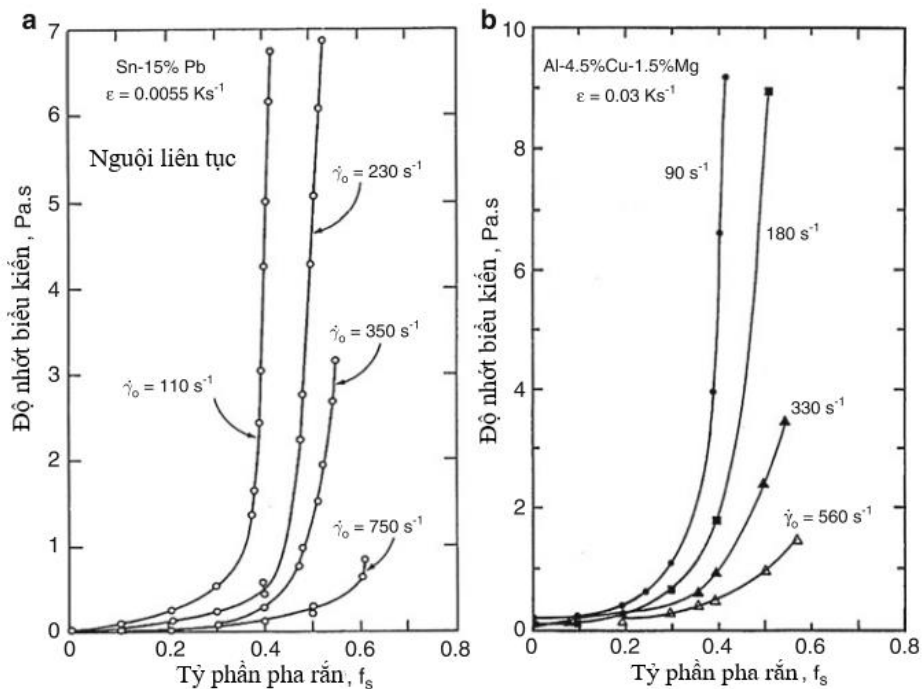
Các hạt mịn hơn dễ kết tụ hơn do có sức căng bề mặt cao hơn các hạt thô, vì vậy độ nhớt theo thời gian có thể biến đổi (trạng thái động). Nói chung, kích thước hạt và phân bố là các biến phụ thuộc thời gian dựa trên hai cơ chế bẻ gãy (phân tán) và kết tụ (tích tụ) [61]. Với cơ chế phân tán, liên kết giữa các hạt bị phá vỡ do biến dạng cắt trong giai đoạn đầu của quá trình biến dạng, làm giảm nhanh độ nhớt của vật liệu [79]. Cơ chế thứ hai là sự hình thành của cấu trúc khung rắn, trong đó các liên kết được hình thành giữa các hạt khi hợp kim ở trạng thái bán lỏng [81]. Cơ chế thứ nhất xảy ra nhanh hơn so với cơ chế thứ hai, vì cơ chế kết tụ dựa vào sự khuếch tán mà hiện tượng khuếch tán cần có thời gian. Sự kết tụ của các hạt có thể tăng hoặc giảm tùy thuộc vào trạng thái ứng suất tác dụng.

Kích thước hạt phụ thuộc vào tốc độ cắt, vì tốc độ cắt có thể thúc đẩy sự kết tụ (tạo tiếp xúc giữa các hạt) hoặc cản trở kết tụ, phá hủy các liên kết hình thành. Kích thước hạt cũng phụ thuộc nhiều vào thời gian xử lý đẳng nhiệt phối bán lỏng. Trong quá trình xử lý đẳng nhiệt, có thể xảy ra hiện tượng nuốt hạt (thôn tính) hoặc hợp nhất làm thay đổi kích thước hạt [30], [86].

### 2.3.5. Tốc độ làm nguội, nhiệt độ giữ nhiệt và thời gian giữ nhiệt

Tốc độ làm nguội ảnh hưởng trực tiếp đến tốc độ hình thành pha rắn hay tốc độ đông đặc. Tăng tốc độ nguội làm tăng tốc độ hình thành pha rắn và thúc đẩy tổ chức nhánh cây hình thành. Nếu tốc độ làm nguội lớn, tổ chức nhánh cây mảnh và mịn, khi biến dạng dễ bị bẻ gãy dẫn đến tổ chức tế vi dạng cầu mịn (độ nhớt thấp). Nếu tốc độ làm nguội chậm, tổ chức tế vi hạt thô, dạng cột hoặc nhánh cây lớn, khó bị bẻ gãy trong quá trình biến dạng (độ nhớt cao) [34].

Nhiệt độ giữ nhiệt là thông số để điều khiển tỷ phần pha rắn trong vùng bán lỏng. Mỗi quan hệ giữa nhiệt độ giữ nhiệt và tỷ phần pha rắn có thể được xác định theo quy tắc cánh tay đòn, phương trình Scheil, phân tích nhiệt hoặc phân tích tổ chức tế vi của mẫu. Độ nhớt của hợp kim bán lỏng tỷ lệ thuận với tỷ phần pha rắn. Tăng tốc độ cắt cho phép giảm độ nhớt khi tỷ phần pha rắn gia tăng (hình 2.9) [57], [68].



Hình 2.9. Ảnh hưởng của  $f_s$  và  $\dot{\gamma}$  đến độ nhớt biểu kiến

(a) Pb-15%Sn [86], (b) Al-4,5%Cu-1,5%Mg [57]

Không dễ dàng phân biệt ảnh hưởng của nhiệt độ và tỷ phần pha rắn đến độ nhớt do mối quan hệ chặt chẽ của chúng với nhau ở trạng thái bán lỏng. Tuy nhiên có mối quan hệ nghịch đảo giữa nhiệt độ và độ nhớt trong phương trình (2.17), theo đó nhiệt độ cao hơn cho độ nhớt thấp hơn. Phương trình này chỉ có giá trị đối với các hệ hợp kim không có bất kỳ sự thay đổi pha nào do sự thay đổi nhiệt độ, giống như trong các vật liệu cao phân tử [89].

$$\eta = \eta_0 \exp\left(\frac{\Delta E}{kT}\right) \quad (2.17)$$

trong đó  $\Delta E$  là năng lượng kích hoạt,  $\eta_0$  có thứ nguyên độ nhớt,  $k$  là hằng số Boltzmann và  $T$  là nhiệt độ.

Thời gian giữ nhiệt là một thông số khác ảnh hưởng đến độ nhớt do sự lớn lên và quá trình cầu hoá của hạt. Sự lớn lên của hạt trong trạng thái bán lỏng có thể xảy ra thông qua cơ chế hợp nhất, cơ chế nuốt hạt hoặc hỗn hợp của cả hai cơ chế này. Tốc độ lớn lên của hạt với hệ Al-Si trong trạng thái bán lỏng hầu như được kiểm soát bởi luật lập phương [107]:

$$R^3 = k_c t \quad (2.18)$$

trong đó  $R$  là tốc độ lớn lên của hạt,  $k_c$  là hằng số được tính theo phương trình (2.19),  $t$  là thời gian giữ nhiệt.

$$k_c = \frac{8}{9} \frac{\Gamma D_L}{M_L (C_s - C_l)} f(f_\alpha) \quad (2.19)$$

Trong đó  $f(f_\alpha)$  là một hàm của tỷ phần pha rắn ( $f(f_\alpha) = 3,17$  cho hợp kim nhôm A356),  $\Gamma$  là hằng số mao quản ( $2 \times 10^{-7}$  mK),  $D_L$  là hệ số khuếch tán chất tan trong pha lỏng ( $3 \times 10^{-9}$  m<sup>2</sup>s<sup>-1</sup>),  $M_L$  là độ dốc của đường lỏng ( $6,8$  K at.% Si),  $C_s$  là nồng độ chất tan trong pha rắn (1,3 at.% Si), và  $C_l$  là nồng độ chất tan trong pha lỏng [107].



### 2.3.6. Tốc độ tạo hình

Tính chất xúc biến của hợp kim bán lỏng phụ thuộc vào tốc độ tạo hình. Tốc độ đầu ép hay tốc độ tạo hình là một thông số quan trọng trong quá trình tạo hình. Tốc độ đầu ép ảnh hưởng trực tiếp đến tốc độ điền đầy khuôn, lực ép và thời gian tạo hình. Tốc độ đầu ép cũng ảnh hưởng đến tốc độ biến dạng cắt. Các kết quả thực nghiệm cho thấy rằng khi tăng tốc độ đầu ép, lực ép cần thiết cho quá trình tạo hình xúc biến có xu hướng tăng lên [28], [61].

## 2.4. Kết luận

Chương 2 của luận án đã trình bày cơ sở lý thuyết tạo hình xúc biến, tổng hợp các nghiên cứu của nhiều tác giả khác nhau về các thông số công nghệ trong tạo hình xúc biến. Luận án đã phân tích ứng xử (hành vi cơ nhiệt) của hợp kim ở trạng thái bán lỏng và khẳng định độ nhót của hợp kim bán lỏng là thông số phản ánh ứng xử này. Độ nhót của hợp kim bán lỏng phụ thuộc vào nhiều yếu tố như: tỷ phần pha, hình thái pha rắn, tham số cấu trúc, v.v.. Nhưng thông số ảnh hưởng lớn nhất đến độ nhót của hợp kim bán lỏng là tỷ phần pha và hình thái của pha rắn. Hai thông số này chịu tác động bởi các yếu tố vĩ mô là tốc độ làm nguội, nhiệt độ, thời gian giữ nhiệt và tác động cơ học ( $\dot{\gamma}$ ) là các thông số quan trọng trong quá trình tạo hình xúc biến. Từ những vấn đề lý thuyết trên đặt ra cho luận án phải giải quyết:

- Tạo được hình thái dạng cầu cho hợp kim nhôm ADC12 với các hạt pha rắn,  $\alpha$ -Al, phân bố đồng đều thông qua tốc độ làm nguội, nhiệt độ và tác động cơ học nhờ phương pháp máng nghiêng.

- Xác định các khoảng nhiệt độ tạo hình thông qua tỷ phần pha, thời gian giữ nhiệt, tốc độ đầu ép phù hợp cho hợp kim nhôm ADC12 trong quá trình tạo hình bán lỏng xúc biến.

### Chương 3

#### CHUẨN BỊ TỔ CHỨC TẾ VI HỢP KIM NHÔM ADC12

#### BẢNG PHƯƠNG PHÁP MÁNG NGHIÊNG KẾT HỢP RUNG

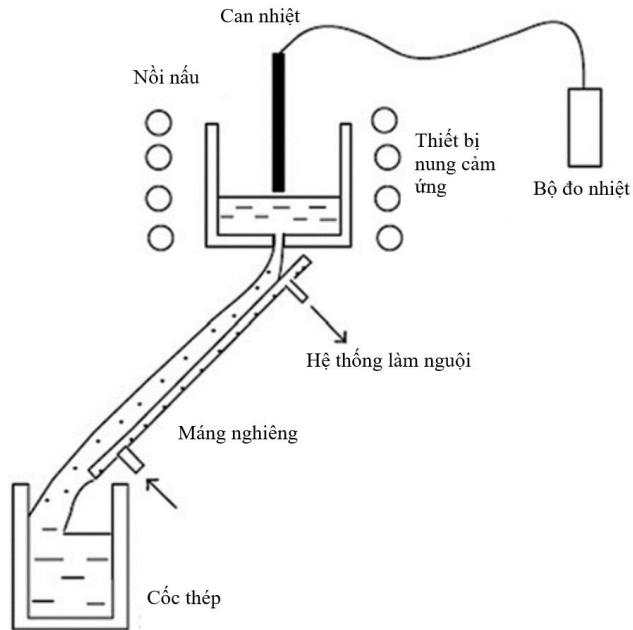
Tạo hợp kim có tổ chức tế vi pha rắn dạng cầu hoặc có khả năng chuyển sang hình thái cầu khi được gia nhiệt đến trạng thái bán lỏng là mục đích của quá trình chuẩn bị tổ chức. Trong tạo hình xúc biến, tổ chức tế vi dạng cầu là một yêu cầu bắt buộc. Trên cơ sở nghiên cứu lý thuyết về phương pháp máng nghiêng, đã tiến hành nghiên cứu quá trình chuẩn bị phôi bằng phương pháp rót đúc trên máng nghiêng kết hợp rung cho hợp kim nhôm ADC12, nhằm tạo phôi có tổ chức tế vi dạng cầu đảm bảo được các yêu cầu cho tạo hình bán lỏng.

#### 3.1. Cơ sở lý thuyết của phương pháp máng nghiêng

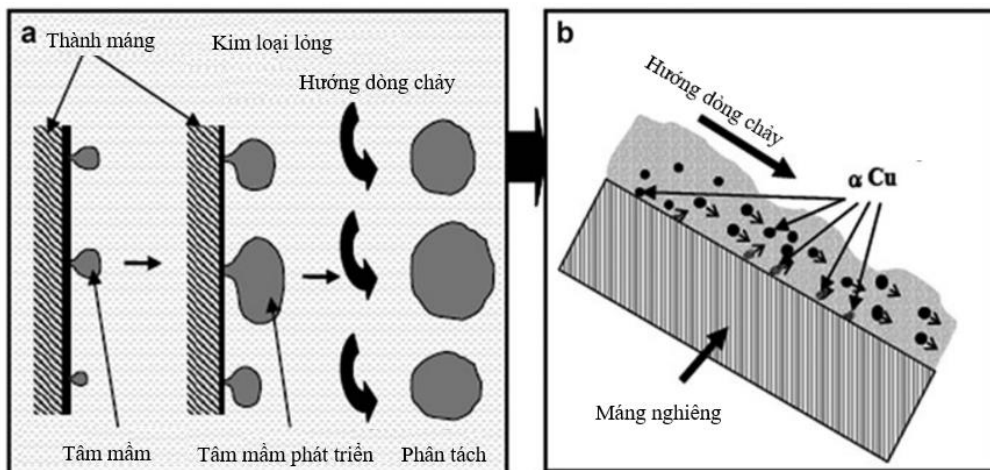
##### 3.1.1. Phương pháp máng nghiêng

Phương pháp máng nghiêng được ứng dụng rộng rãi trong thực tế sản xuất. Quá trình này dựa trên việc rót kim loại lỏng lên một bề mặt nghiêng được làm mát, tạo ra trạng thái bán lỏng trên bề mặt máng và trong lòng khuôn (hình 3.1). Quá trình mịn hoá các hạt pha rắn ( $\alpha$ -Al) trong hợp kim bán lỏng có thể thực hiện bằng cách kết hợp máng nghiêng với hệ thống làm mát bằng nước hoặc dầu [105], hoặc kết hợp rung với máng nghiêng [100]. Thông số công nghệ của quá trình này chính là chiều dài và góc nghiêng của máng, vật liệu làm máng nghiêng và độ quá nhiệt của kim loại lỏng. Tồn tại của phương pháp máng nghiêng là có thể hình thành ô xít và lọt khí [11], [24], [25], [38], cần có giải pháp giảm thiểu khi áp dụng.

Cơ chế cầu hóa phôi bán lỏng trong phương pháp máng nghiêng đã được nghiên cứu bởi Motegi và cộng sự [84]. Lý thuyết “phân tách tinh thể” đề xuất cho phép lý giải sự tạo mầm, phát triển mầm trên bề mặt máng nghiêng và sự tách tinh thể do chuyển động của kim loại lỏng là nguyên nhân hình thành các hạt sơ cấp dạng cầu (hình 3.2). Sự phân tách này được khẳng định là hiệu quả hơn nhờ tác động của rung [39], [45], [118].

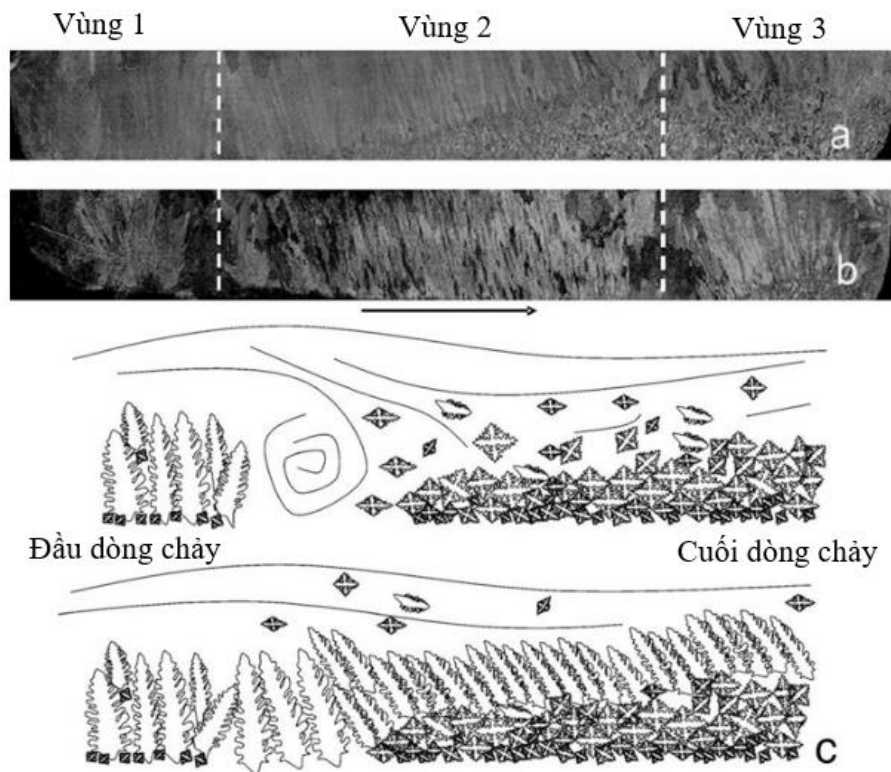


Hình 3.1. Sơ đồ hệ thống máng nghiêng [75]



Hình 3.2. Sơ đồ mô tả phân tách mầm trên máng nghiêng [20]

Cũng theo nghiên cứu của G. Eskin [29], vận tốc dòng chảy cưỡng bức của hợp kim lỏng trên máng nghiêng đóng một vai trò quan trọng trong việc tạo số lượng tâm mầm được phân tách. Mô hình dòng chảy trong quá trình đông đặc được chụp ảnh tế vi và phân tích trên hình 3.3. Theo mô hình này, ba thông số công nghệ liên quan trực tiếp đến quá trình phân tách tổ chức đông đặc trên máng là vận tốc dòng chảy, chiều dài dòng kim loại lỏng trên máng và nhiệt độ dòng chảy kim loại.



Hình 3.3. Tổ chức tế vi của hợp kim Al-4,5%Cu chảy trên máng nghiêng [29] (a) 0,15 m/s, (b) 0,05 m/s trên chiều dài 100 mm làm nguội bằng nước, (c) sơ đồ mô tả dòng chảy trong hình 3.3a,b

### 3.1.2. Bài toán máng nghiêng

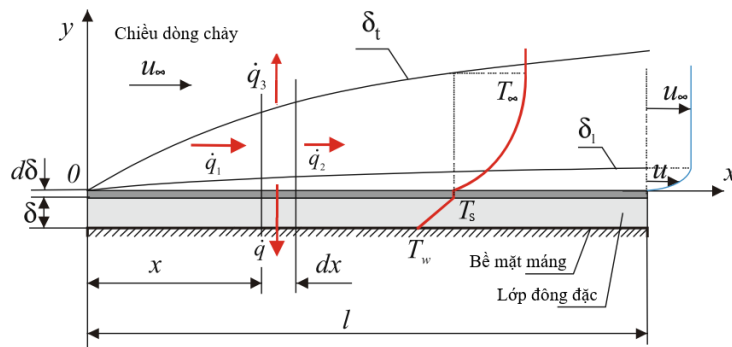
Nghiên cứu tài liệu cho thấy bài toán của Z. Lipnicki và cộng sự [74] xây dựng cho thiết bị tích nhiệt tương đồng với bài toán rót đúc trên máng nghiêng. Trong bài toán này, hợp kim lỏng (có khối lượng riêng là  $\rho$ , có độ nhớt động học  $\nu$ , hệ số khuếch tán nhiệt là  $k$  và nhiệt dung riêng là  $c_p$ ) chảy trên bề mặt máng với vận tốc  $u_\infty$  và nhiệt độ là  $T_\infty$  (hình 3.4). Hợp kim lỏng đông đặc một phần trên bề mặt lạnh, lớp đông đặc (có chiều dày là  $\delta$ ) được hình thành trên bề mặt của máng nghiêng có chiều dài là  $l$  và độ rộng là  $b$ . Hệ trục tọa độ Đề-các  $xOy$  được gắn vào máng với trục  $Ox$  đặt trên mặt máng, góc tọa độ trùng với điểm đầu của máng. Nhiệt độ bề mặt máng là  $T_w$ , thấp hơn nhiệt độ đông đặc của khối hợp kim lỏng trên  $T_s$ . Dòng chảy kim loại lỏng trên máng nghiêng được ngăn cách với bề mặt máng bởi lớp đông đặc. Trong quá trình rót kim loại

trên máng nghiêng chiều dày lớp đông đặc  $\delta$ , tại từng vị trí trên máng, tăng lên với vận tốc  $\partial\delta/\partial t$ .

Giữa bề mặt máng và dòng chảy kim loại lỏng hình thành một lớp biên thủy động  $\delta_1$  và một lớp biên nhiệt  $\delta_t$ . Điểm bắt đầu của lớp biên này trùng với điểm đầu của máng. Tùy thuộc vào hằng số Prandtl  $Pr$ , lớp biên thủy động này có thể dày hơn hoặc mỏng hơn lớp biên nhiệt.

Áp dụng luật nhiệt động lực học thứ nhất cho trạng thái dừng của dòng nhiệt chảy trong mặt phẳng vuông góc và dọc theo bề mặt máng (hình 3.4), ta có phương trình cân bằng như sau:

$$\dot{q}_1(x)\delta_t(x)b - \dot{q}_2(x+dx)\delta_t(x+dx)b - \dot{q}_3 dx b = \dot{q} dx b \quad (3.1)$$



Hình 3.4. Mô tả bài toán dòng chảy trên máng nghiêng [74]

Không có nguồn nhiệt trong vùng không gian xét. Trong thời gian ngắn, dòng nhiệt  $\dot{q}_3$  vuông góc với bề mặt đang xét nhỏ hơn rất nhiều so với dòng nhiệt dọc theo máng  $\dot{q}_1$ , do đó coi gần đúng  $\dot{q}_3 = 0$ , nên bề mặt đang xét được xem là đoạn nhiệt (không có gradient nhiệt độ thẳng đứng  $T = T_\infty$ ). Tuy nhiên các dòng nhiệt theo phương nằm ngang khác không. Dòng nhiệt  $\dot{q}$  trên bề mặt phụ thuộc vào nhiệt ẩn  $L$  chảy qua bề mặt máng qua lớp đông đặc với hệ số dẫn nhiệt  $k_s$ .

Phương trình cân bằng nhiệt truyền qua lớp đông đặc viết cho trạng thái dừng như sau:

$$\dot{q} + \rho_s L \frac{\partial \delta}{\partial t} = -k_s \left( \frac{\partial T}{\partial y} \right) \cong k_s \frac{T_F - T_W}{\delta} \quad (3.2)$$

$$\dot{q} = k_s \frac{T_F - T_W}{\delta} - \rho_s L \frac{\partial \delta}{\partial t} \quad (3.3)$$

Phương trình bảo toàn năng lượng viết cho trạng thái dừng của dòng nhiệt trong không gian dòng chảy được rút gọn thành phương trình (3.4) [73], [74], cũng là phương trình dòng nhiệt trên máng nghiêng.

$$\int_0^{\delta_i} u_x \frac{\partial T}{\partial x} dy + \int_0^{\delta_i} u_y \frac{\partial T}{\partial y} dy = k_l \left[ \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{y=\delta_i} - \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{y=0} \right] \quad (3.4)$$

Kết quả tính toán tốc độ thay đổi chiều dày lớp đông đặc của tác giả Z. Lipnicki [74] được chỉ ra trong phương trình (3.5) như sau:

$$\frac{\partial \bar{\delta}}{\partial \tau} = \frac{\mathcal{G} - \overline{Nu} \bar{\delta}(\tau)}{\bar{\delta}(\tau)} \quad (3.5)$$

trong đó các đại lượng không thứ nguyên gồm:  $\tau$  là thời gian không thứ nguyên,  $\bar{\delta}$  là chiều dày lớp đông đặc trung bình không thứ nguyên,  $\mathcal{G}$  là phân bố nhiệt độ không thứ nguyên,  $\overline{Nu}$  là số Nusselt trung bình và  $Ste$  là số Stefan. Các đại lượng này được tính toán như sau:

$$\tau = Fo.Ste, \quad \bar{\delta} = \frac{\bar{\delta}}{l}, \quad \mathcal{G} = \frac{T_F - T_W}{T_\infty - T_F}, \quad Ste = \frac{c_p \cdot (T_\infty - T_F)}{L} \quad (3.6)$$

Kết quả tính toán [74] chỉ ra rằng chiều dày của lớp đông đặc phụ thuộc vào thời gian kim loại lỏng ở trên máng, nhiệt độ của dòng kim loại lỏng, số Prandtl  $Pr$  và số Reynolds  $Re$ . Dựa trên lời giải thu được, trong giai đoạn đầu chiều dày của lớp đông đặc tăng lên rất nhanh đến khi đạt được giá trị ổn định, xuất hiện do sự suy giảm của truyền nhiệt qua lớp đông đặc do chiều dày của lớp đông đặc tăng lên, hay còn gọi là nhiệt trở của lớp đông đặc. Phân tích tính toán cũng cho thấy rằng với sự gia tăng của chỉ số Reynold thì chiều dày ổn

định của lớp đông đặc giảm xuống, độ dày của lớp đông đặc cũng nhỏ khi chỉ số Pr nhỏ.

Căn cứ trên cơ sở lý thuyết máng nghiêng, nghiên cứu tiên hành xác định mục đích, nội dung và tiến hành các bước thực nghiệm chuyển bị tổ chức tế vi cho hợp kim nhôm ADC12. Để nâng cao hiệu quả quá trình phân tách tinh thể do dòng chảy hợp kim bán lỏng trên máng. Nghiên cứu kết hợp rung trong quá trình rót đúc trên máng nghiêng giúp nâng cao hiệu quả phân tách.

### 3.2. Mục đích và nội dung thực nghiệm

*\* Mục đích thực nghiệm:*

Chuẩn bị tổ chức cho hợp kim nhôm ADC12 có tổ chức tế vi dạng cầu hoặc có thể chuyển sang hình thái cầu khi được gia nhiệt đến trạng thái bán lỏng, đồng thời xác định bộ thông số công nghệ hợp lý cho quá trình rót đúc trên máng nghiêng nhằm thu được cấu trúc vi mô đáp ứng yêu cầu.

*\* Nội dung thực nghiệm:*

- + Xác định khoảng biến thiên của các thông số thực nghiệm.
- + Thực nghiệm rót đúc trên máng nghiêng với bộ thông số thực nghiệm được chọn.
- + Tối ưu hoá các thông số thực nghiệm.

### 3.3. Chuẩn bị thực nghiệm

#### 3.3.1. Chuẩn bị phôi và thiết bị thực nghiệm

*\* Chuẩn bị phôi và kiểm tra thành phần hóa học:*

Phôi hợp kim nhôm ADC12 được đặt mua từ Công ty TNHH Công nghiệp Chiến Thắng. Phôi có kích thước dài x rộng x cao = 680 x 90 x 30 mm (hình 3.5). Thành phần hóa học của hợp kim nhôm ADC12 được xác định bằng máy quang phổ phát xạ SPECTROLAB cho trong bảng 3.1.

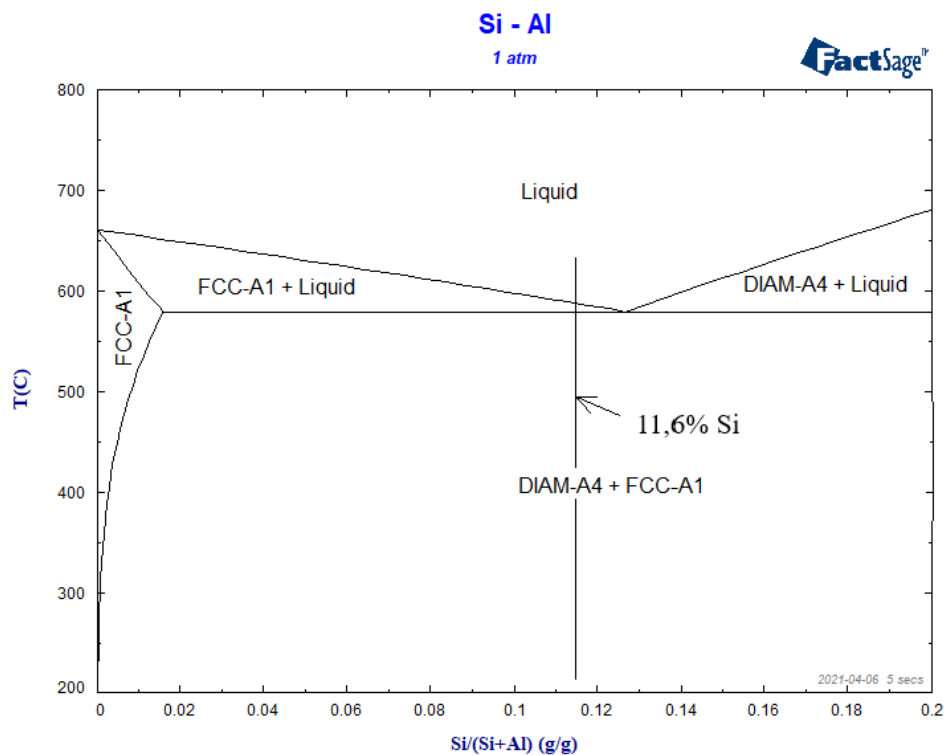


Hình 3.5. Phôi hợp kim nhôm ADC12

Bảng 3.1. Thành phần hóa học của hợp kim nhôm ADC12

Thành phần	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Pb	Al
wt.%	11,58	0,63	2,09	0,17	0,081	0,023	0,055	0,77	0,048	0,056	Còn lại

Hợp kim nhôm ADC12 là một hợp kim thuộc họ nhôm-silic (còn gọi là silumin), là họ hợp kim được sử dụng nhiều nhất, chiếm khoảng 50 % tổng số hợp kim nhôm sử dụng trong công nghiệp [3], [4], bởi nó có độ bền cao, trọng lượng riêng nhỏ, khả năng dẫn nhiệt tốt (151 – 163 W/mK), giãn nở nhiệt nhỏ, chống ma sát tốt và chịu nhiệt độ cao. Các silumin được phân thành hai loại cơ bản silumin đơn giản và silumin phức tạp. Silumin đơn giản thành phần gồm Al và Si. Silumin phức tạp được hợp kim hoá thêm một số nguyên tố hợp kim như Cu, Fe, Mg, Mn,... Hệ số giãn nở nhiệt của hợp kim Al-Si thấp, rất thích hợp cho chế tạo piston cho động cơ đốt trong [4]. Giảm đồ trạng thái Al-Si, tính toán theo phần mềm Factsage 8.0, được trình bày trên hình 3.6.



Hình 3.6. Giảm đồ trạng thái Al-Si



Theo giản đồ trạng thái hình 3.6, hợp kim nhôm ADC12 là hợp kim nhôm sắt trước cùng tinh. Cũng theo giản đồ trạng thái này, silumin có các thành phần pha gồm  $\alpha$ -Al và cùng tinh ( $\alpha$  – Si). Khoảng nhiệt độ đông đặc cho hợp kim với 11,6 %Si là khá nhỏ, tính toán bằng phần mềm Factsage nhiệt độ chảy lỏng 586,27 °C và nhiệt độ đông đặc là 578,87 °C (khoảng nhiệt độ đông đặc khoảng 8 °C) hình 3.7 và hình 3.8.

Equilib - Results 586.27 C

Output Edit Show Pages Final Conditions

T(C) P(atm) Energy(J) Quantity(g) Vol(litre)

FactSageEdu limited to the elements Al Si FactSage 8.0

(gram) 0.884 Al + 0.116 Si =  
(1000,1,s1,#1) (1000,1,s1,#1)

1.0000 gram Liquid#1  
(1.0000 gram, 3.6893E-02 mol)  
+ 0 gram Liquid#2  
(586.27 C, 1 atm, a=1.0000)  
( 88.400 wt.% Al  
+ 11.600 wt.% Si)

<A>	<B>	T(C)	P(atm)	Delta H(J)
			1	

1 calculation

Calculate >>

Hình 3.7. Tính toán nhiệt độ chảy lỏng hợp kim nhôm 11,6 % Si

Equilib - Results 578.87 C

Output Edit Show Pages Final Conditions

T(C) P(atm) Energy(J) Quantity(g) Vol(litre)

FactSageEdu limited to the elements Al Si FactSage 8.0

(gram) 0.884 Al + 0.116 Si =  
(1000,1,s1,#1) (1000,1,s1,#1)

0.89810 gram FCC-Al#1  
(0.89810 gram, 3.3265E-02 mol)  
+ 0 gram FCC-Al#2  
(578.87 C, 1 atm, a=1.0000)  
( 98.430 wt.% Al  
+ 1.5696 wt.% Si)

<A>	<B>	T(C)	P(atm)	Delta H(J)
			1	

1 calculation

Calculate >>

Hình 3.8. Tính toán nhiệt độ đông đặc hợp kim nhôm 11,6 % Si

*\* Thiết bị thực nghiệm:*

- Kiểm tra thành phần hóa học được thực hiện trên thiết bị phân tích quang phổ phát xạ LAB LAVM11 tại Trung tâm Đo lường - Viện Công nghệ, Tổng cục CNQP (hình 3.9).

- Quá trình nung phôi được thực hiện trên lò nung LH120/13 tại Phòng thí nghiệm Bộ môn Gia công áp lực, Khoa Cơ khí, HVKTQS (hình 3.10).



Hình 3.9. Máy quang phổ phát xạ  
LAB LAVM11



Hình 3.10. Lò nung LH120/13

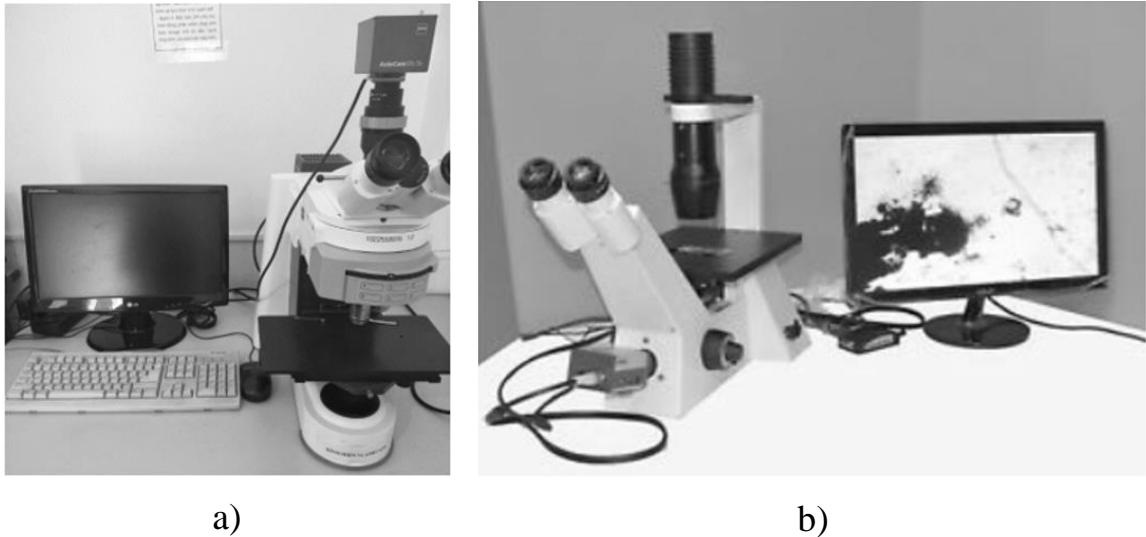
- Phôi được phân tích nhiệt lượng quét vi sai DSC tại phòng thí nghiệm Vật lý, HVKTQS (hình 3.11).



Hình 3.11. Thiết bị phân tích nhiệt DSC 2500

- Kiểm tra tổ chức tế vi được thực hiện trên các kính hiển vi tại Trung tâm đo lường, Viện Công nghệ, Tổng cục CNQP và Phòng thí nghiệm bộ môn Vật liệu & Công nghệ vật liệu, Khoa Cơ khí (hình 3.12).

- Một số thiết bị khác phục vụ quá trình thí nghiệm bao gồm: máy tiện, máy phay, máy mài, máy cắt dây CNC, máy mài mẫu, máy đánh bóng, các dụng cụ đo kiểm, v.v..

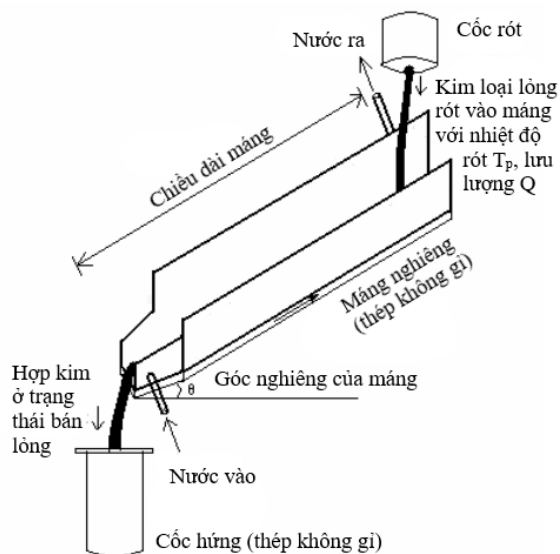


Hình 3.12. Kính hiển vi kiểm tra tổ chức tế vi

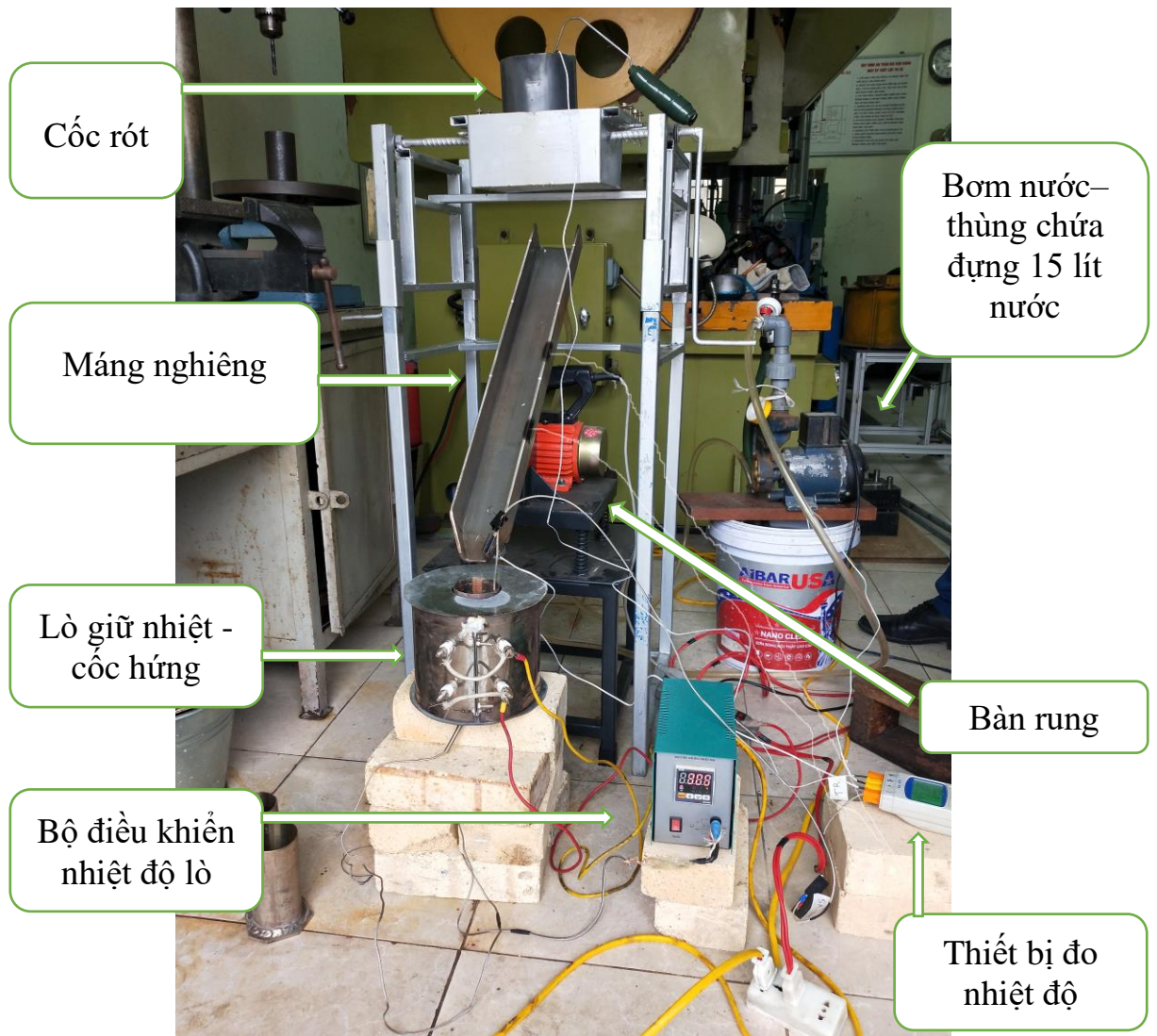
a) Kính hiển vi AXIO - A2M, b) Kính hiển vi AXIOVERT - 25C

### 3.3.2. Xây dựng thiết bị thí nghiệm

Từ sơ đồ nguyên lý của phương pháp máng nghiêng trình bày trong mục 3.1, đã xây dựng hệ thống rót đúc trên máng nghiêng phục vụ cho nghiên cứu với sơ đồ nguyên lý được trình bày trên hình 3.13 và sơ đồ thí nghiệm trên hình 3.14.



Hình 3.13. Sơ đồ nguyên lý của phương pháp máng nghiêng



Hình 3.14. Hệ thống thí nghiệm

Hệ thống máng nghiêng gồm các thành phần chính như sau:

- Hệ thống rót cho phép thay đổi chiều cao rót, giúp đảm bảo rót kim loại lỏng ở một độ cao không đổi so với điểm tiếp xúc trên bề mặt máng.
- Máng nghiêng được cố định trên bàn rung, góc nghiêng của máng so với phương nằm ngang có thể thay đổi từ 0-80 độ. Máng nghiêng làm bằng thép tấm không gỉ SUS304 dày 5 mm, chiều dài của máng là 750 mm, chiều rộng lòng máng là 50 mm. Mặt sau của máng bố trí hệ thống nước tuần hoàn giúp làm nguội máng.

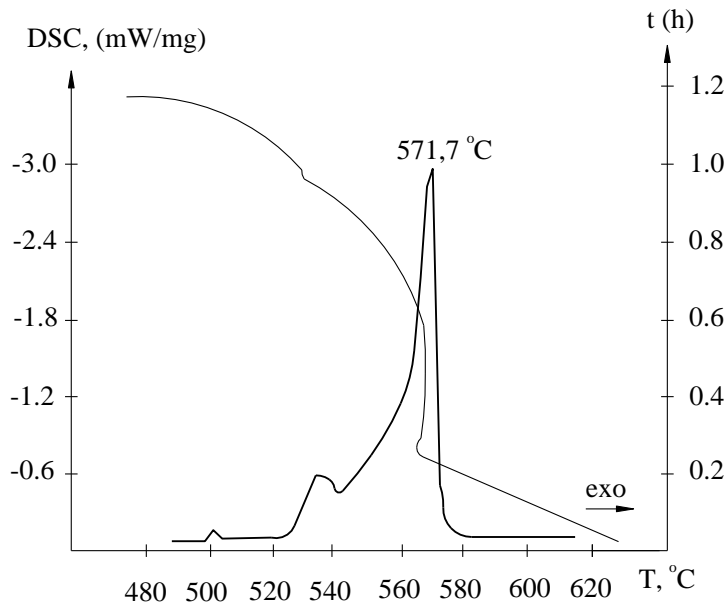
- Cốc hứng làm bằng thép không gỉ SUS 304, đường kính ngoài 65 mm, chiều cao 130 mm, mặt trong được tiện côn. Cốc hứng được đặt trong lò giữ nhiệt điện trở. Nhiệt độ của lò được điều khiển bởi bộ điều khiển nhiệt độ.

- Động cơ rung có tần số 50 Hz, công suất của động cơ 0,75 kW.

### 3.3.3. Xác định nhiệt độ đường lỏng, rắn của hợp kim nhôm ADC12

#### a) Phân tích nhiệt lượng quét vi sai

Phương pháp xác định nhiệt độ chảy lỏng (liquidus) và nhiệt độ đông đặc hoàn toàn (solidus) của hợp kim thông dụng nhất là phương pháp vẽ đường cong làm nguội. Phương pháp này cho phép xác định nhiệt độ bắt đầu đông đặc và nhiệt độ kết thúc đông đặc của hợp kim với các tốc độ nguội khác nhau. Tuy nhiên, phương pháp phổ biến để để xác định các nhiệt độ này một cách chính xác là phương pháp phân tích nhiệt lượng quét vi sai (DSC) [3].



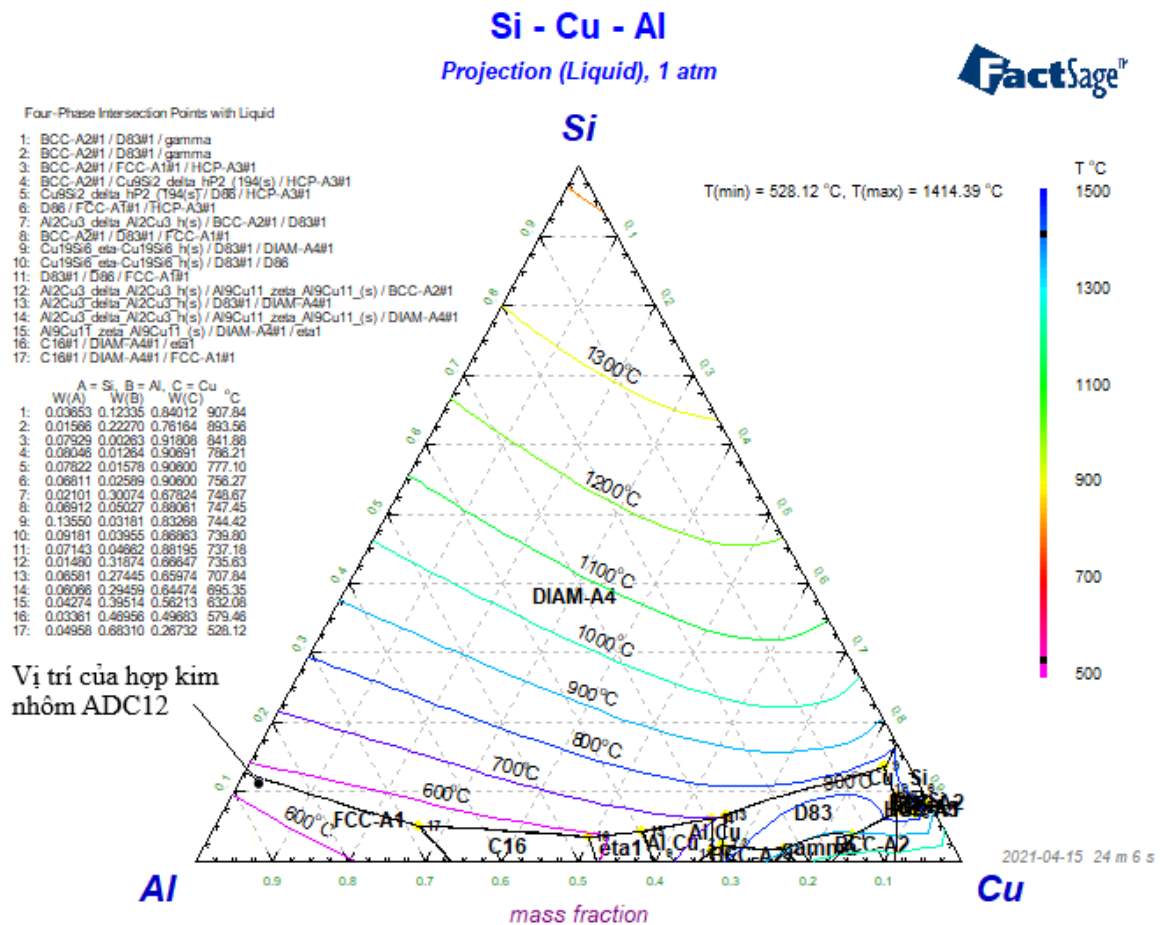
Hình 3.15. Đường cong DSC của hợp kim ADC12

Trong luận án sử dụng kỹ thuật phân tích nhiệt lượng quét vi sai để xác định nhiệt độ chảy lỏng và nhiệt độ đông đặc hoàn toàn của hợp kim nhôm ADC12. Đây là phương pháp thường được sử dụng để xác định nhiệt độ chuyển biến pha của vật liệu (hình 3.15). Khối hợp kim được gia nhiệt đến 800 °C với vận tốc 10 °C/phút và sau đó làm nguội với cùng vận tốc trong DSC 2500. Kết

qua cho thấy nhiệt độ nóng chảy và nhiệt độ rắn của ADC12 lần lượt là 577 °C và 545 °C. Khoảng nhiệt độ bán lỏng theo phương pháp phân tích nhiệt lượng quét vi sai khoảng 32 °C.

### b) Tính toán theo giản đồ pha

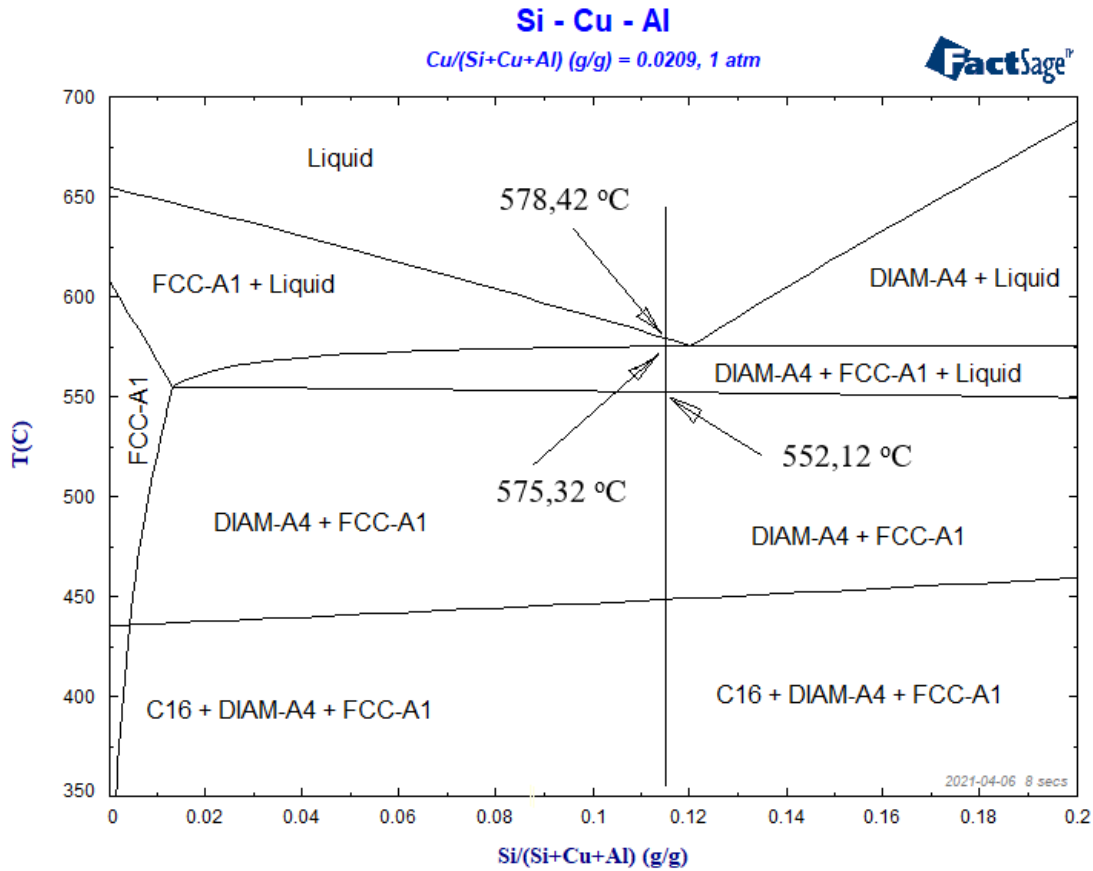
Phương pháp giản đồ pha cung cấp hình ảnh trực quan nhiệt độ đường lỏng và nhiệt độ đường rắn của hợp kim trong điều kiện đông đặc vô cùng chậm. Giản đồ pha của hợp kim nhôm ADC12 với ba nguyên tố chính là nhôm, silic và đồng được trình bày trên hình 3.16. Trên giản đồ pha này, nhiệt độ cùng tinh của hệ hợp kim này là 528,12 °C.



Hình 3.16. Giản đồ pha ba nguyên Al-Si-Cu (ADC12)

Sử dụng phần mềm Factsage 8.0 vẽ giản đồ pha dưới dạng mặt cắt, là giản đồ của hệ hai cấu tử Al-Si với sự có mặt của nguyên tố Cu 2,09 %. Mặt cắt của giản đồ pha được biểu diễn trên hình 3.17.





Hình 3.17. Mặt cắt giản đồ pha ba nguyên Al-Si-Cu

Từ giản đồ pha, tính toán bằng phần mềm Factsage 8.0 xác định được nhiệt độ đường lỏng và nhiệt độ đường đặc đối với hợp kim nhôm ADC12 lần lượt là 578,42 °C và 552,12 °C. Khoảng nhiệt độ đông đặc cho hệ hợp kim ADC12 là 26 °C. Các pha xuất hiện trên giản đồ bao gồm:  $\alpha$ -Al (FCC-A1), Silic (DIAM-A4),  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (C16).

Theo tính toán bằng phần mềm Factsage 8.0 nhận thấy rằng, sự có mặt của đồng trong hệ hợp kim Al-Si dẫn đến ba thay đổi sau: (1) xuất hiện vùng tồn tại cân bằng ba pha Al-Si-lỏng, là vùng ba pha khi làm nguội pha lỏng chuyển thành pha rắn  $\alpha$ -Al, Si cùng tinh và pha lỏng cùng tồn tại. (2) khoảng nhiệt độ của vùng ba pha trở lên rộng hơn khi nồng độ Cu tăng đến khoảng 3,5 %. (3) điểm cùng tinh Al-Si di chuyển nhẹ về phía có nồng độ Si thấp hơn. Ba thay đổi này là do sự xuất hiện của đồng trong hệ hợp kim Al-Si. Khi không có

mặt của đồng, vùng tồn tại cân bằng ba pha này không xuất hiện (hình 3.6). Khi có mặt của đồng vùng này xuất hiện và khoảng nhiệt độ này rộng hơn khi nồng độ Cu gia tăng. Điều này có thể được giải thích, khi làm nguội hệ hợp kim Al-Si-Cu xuống dưới nhiệt độ đường lỏng, đồng hoà tan trong pha lỏng đã ức chế quá trình hình thành pha rắn cùng tinh (eutectic lamellar) giúp mở rộng khoảng nhiệt độ cùng tinh từ một điểm thành một khoảng đồng đặc.

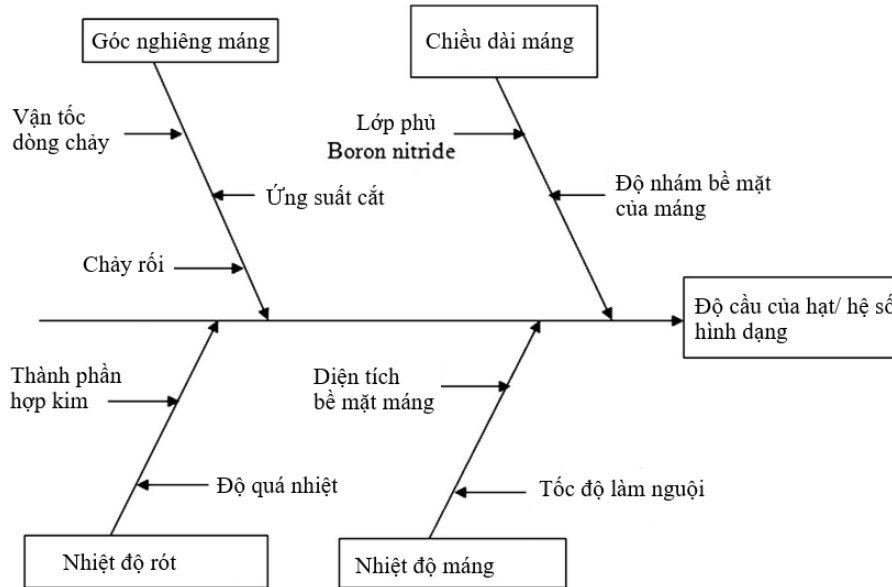
**Nhận xét:** Hai phương pháp xác định nhiệt độ đường lỏng và nhiệt độ đường rắn của hợp kim nhôm ADC12, đều khẳng định sự tồn tại của khoảng nhiệt độ đồng đặc. Nhiệt độ đường lỏng tương đồng trong hai phương pháp tính toán gần như không thay đổi 577 °C. Trong khi đó nhiệt độ đường rắn có sự khác nhau đáng kể, đối với phương pháp DSC nhiệt độ đường rắn là 545 °C, đối với phương pháp giản đồ pha nhiệt độ đường rắn là 552,12 °C. Điều này có thể được giải thích, hệ hợp kim Al-Si-Cu là hệ hợp kim có các nguyên tố hoà tan hoàn toàn trong pha lỏng và hầu như không hoà tan trong pha rắn (độ hoà tan lớn nhất của Si trong Al là khá nhỏ, 1,5 % ở nhiệt độ cùng tinh và 0,1 % ở nhiệt độ phòng theo tính toán theo phần mềm Factsage), trong trường hợp này nhiệt độ đường lỏng không thay đổi. Còn nhiệt độ đường rắn của DSC lệch so với nhiệt độ đường rắn của giản đồ pha là do tốc độ nguội, tốc độ nguội càng lớn mức độ lệch càng lớn. Do đó nhiệt độ đường rắn theo DSC có sự khác biệt so với nhiệt độ đường rắn theo giản đồ pha.

#### **3.3.4. Các thông số công nghệ chính**

Như đã phân tích trong mục 3.1.2, Chiều dày lớp đồng đặc trên máng nghiêng ảnh hưởng trực tiếp đến số lượng mầm kết tinh được tạo ra trên máng nghiêng. Chiều dày lớp đồng đặc phụ thuộc vào thời gian kim loại lỏng ở trên máng, nhiệt độ rót, chỉ số Re và chỉ số Pr. Ngoài ra, ảnh hưởng của góc nghiêng của máng, nhiệt độ rót, chiều dài máng và nhiệt độ máng đến thông số đầu ra là hệ số hình dạng được thể hiện trên hình 3.18, [26]. Trong sơ đồ này bốn thông



số đầu vào là nhiệt độ rót, chiều dài máng, góc nghiêng của máng và nhiệt độ của máng là các thông số ảnh hưởng trực tiếp đến hệ số hình dạng của hạt  $\alpha$ -Al.

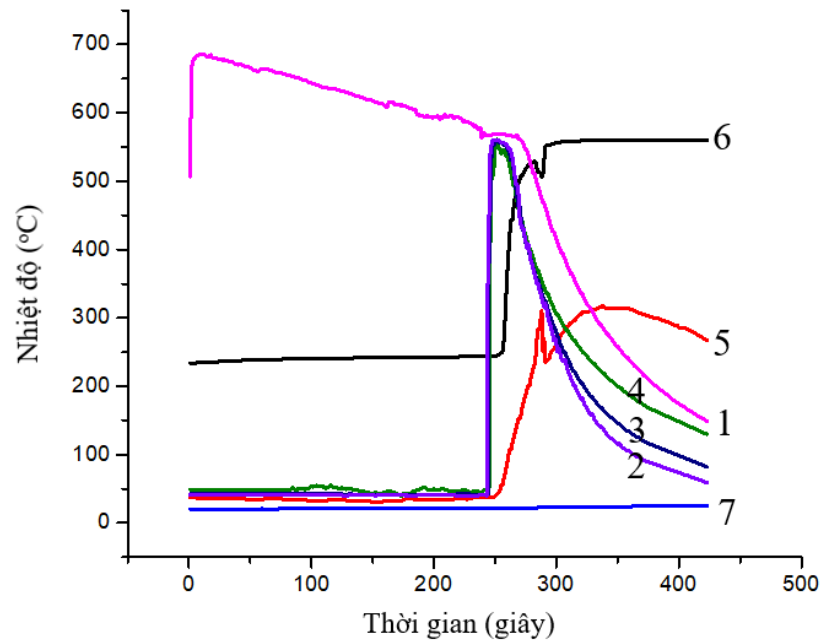


Hình 3.18. Ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến hệ số hình dạng [26]

Căn cứ vào các phân tích trên, đã lựa chọn ba thông số đầu vào cho nghiên cứu của luận án là nhiệt độ rót, chiều dài kim loại lỏng chảy trên máng gọi tắt là chiều dài máng và góc nghiêng của máng. Hai thông số đầu ra nghiên cứu là kích thước hạt và độ cầu của hạt, còn được gọi là hệ số hình dạng, được lựa chọn dựa theo thông số đánh giá phân bố bán kính trong mục 3.3.5.

#### a) Xác định nhiệt độ rót

Căn cứ vào kết quả phân tích DSC và tính toán trên giản đồ pha bằng phần mềm Factsage. Tiến hành rót thử nghiệm đối với vật liệu ADC12 để xác định khoảng nhiệt độ rót tốt nhất cho quá trình rót đúc trên máng nghiêng. Kết quả rót đúc thử nghiệm cho thấy nhiệt độ rót sau khi qua máng giảm trung bình khoảng 30 °C như trên hình 3.19. Ngoài ra căn cứ vào kết quả phân tích DSC cho hợp kim nhôm ADC12 và kết hợp với việc tham khảo các nghiên cứu của Das [25], Gautam [37], đã lựa chọn nhiệt độ rót lần lượt là 580, 590 và 600 °C.



Hình 3.19. Đường cong nhiệt độ tại các điểm trên máng

1) Nhiệt độ cốc rót; 2), 3), 4) nhiệt độ tại đỉnh máng, giữa máng và cuối máng, 5) nhiệt độ mặt ngoài máng, 6) nhiệt độ cốc hứng, 7) nhiệt độ nước

*b) Xác định chiều dài máng và góc nghiêng của máng*

Căn cứ vào các nghiên cứu về quá trình chuẩn bị tổ chức trên máng nghiêng: [8], [12], [15], [16], [37], [40], [49], [58] và đặc biệt là công bố của tác giả S. D. Kumar [66] đã tổng hợp kết quả của các tác giả về bộ các thông số thực nghiệm đối với rất nhiều vật liệu được chuẩn bị tổ chức bằng phương pháp máng nghiêng. Kết hợp với các thử nghiệm trong quá trình rót đúc trên máng nghiêng, đã lựa chọn khoảng biến thiên cho chiều dài kim loại chảy trên máng là 300, 450 và 600 mm. Góc nghiêng của máng được lựa chọn là 45 độ, 55 độ và 65 độ.

*c) Lựa chọn tần số rung cho máng*

Như trình bày trong mục 3.1, vận tốc dòng kim loại lỏng chảy trên máng là một thông số ảnh hưởng đến chiều dày lớp đông đặc và số tâm mầm được phân tách trên máng trong quá trình đông đặc. Để nâng cao hiệu quả của phương pháp máng nghiêng đã kết hợp rung như các nghiên cứu của Z. Wang [109], [110], [111]. Trong các nghiên cứu này tác giả đã đưa ra mô hình tính

toán máng nghiêng có kết hợp rung động để đánh giá ảnh hưởng của tần số rung động đến sự hình thành tổ chức cầu hoá. Ngoài ra, một số nghiên cứu [8], [40], [44], [46], [47] đã cho thấy ảnh hưởng của rung động đến việc hình thành tổ chức trên máng nghiêng. Dựa trên nghiên cứu này đã lựa chọn tần số rung và công suất rung cho nghiên cứu của luận án. Tần số rung được lựa chọn là 50 Hz, công suất rung động của động cơ rung là 0,75 kW, biên độ rung của động cơ là 1,5 mm.

### 3.3.5. Xác định kích thước hạt và hệ số hình dạng

Ảnh chụp tổ chức tế vi được phân tích bằng phần mềm ImageJ-win64. Hai thông số chính được đánh giá là đường kính hạt trung bình ( $d$ ) và hệ số hình dạng ( $S_f$ ) của hạt, được tính toán dựa vào phương trình sau [23], [83], [86]:

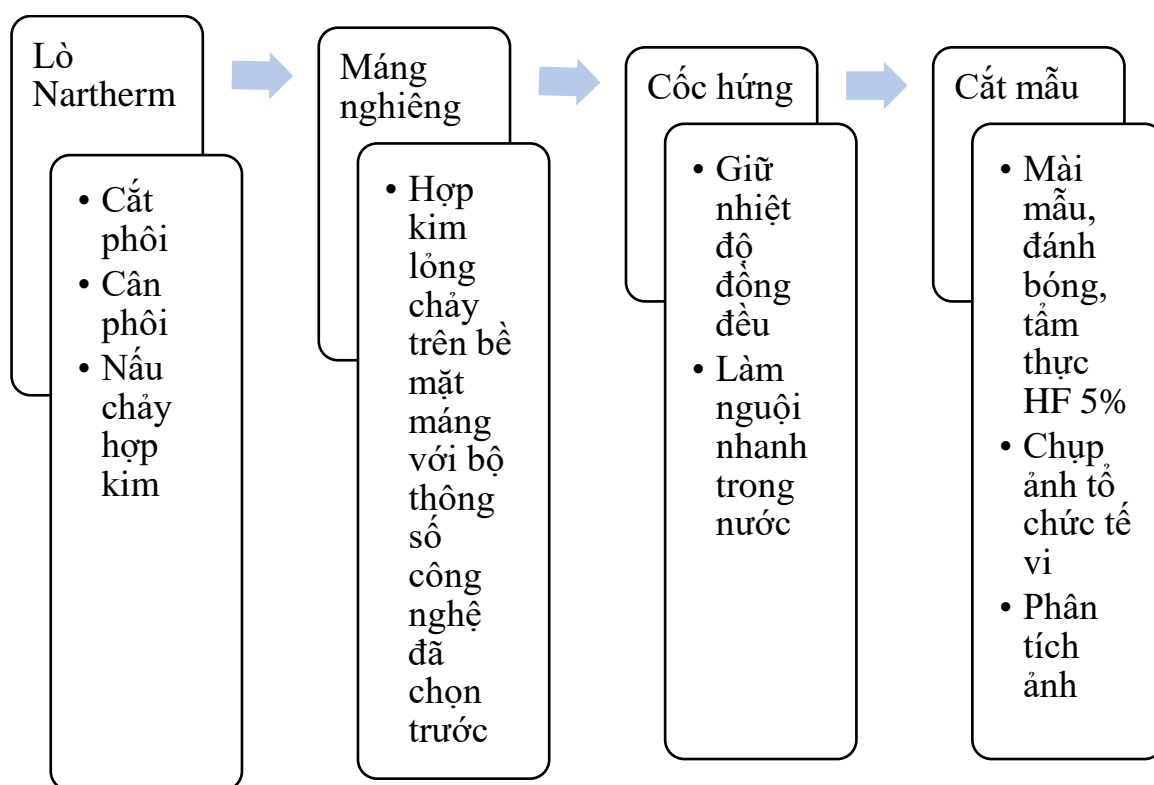
$$d = \sqrt{\frac{4A}{\pi}}, \quad (3.7)$$

$$S_f = \frac{4\pi A}{P^2}; \quad (3.8)$$

trong đó  $A$  là diện tích của hạt và  $P$  là chu vi của hạt. Giá trị của  $S_f$  trong khoảng từ 0 đến 1,  $S_f$  càng gần 1 hạt càng tròn, độ cầu hóa càng cao.

### 3.3.6. Quy trình thực nghiệm

Trong mỗi thí nghiệm, hợp kim nhôm ADC12 được nấu chảy bằng lò điện trở Nabertherm ở 720 °C trong nồi nấu 30 phút, nhiệt độ của hợp kim lỏng được kiểm tra bằng can nhiệt loại K nhúng trong nồi nấu. Khi nhiệt độ của kim loại lỏng đạt đến nhiệt độ rót, hợp kim lỏng được rót lên trên bề mặt máng với chiều cao rót cố định (cách điểm tiếp xúc mặt máng khoảng 150 mm). Kim loại lỏng chảy trên bề mặt máng nghiêng trước khi được thu vào cốc hứng. Cốc hứng được đặt trong lò giữ nhiệt với nhiệt độ được đặt trước và được gia nhiệt 30 phút trước khi tiến hành rót kim loại lỏng lên máng. Hợp kim sau khi chảy vào cốc hứng được giữ đồng đều nhiệt độ một thời gian trước khi làm nguội nhanh trong nước. Các bước thực nghiệm được mô tả trên hình 3.20.



Hình 3.20. Sơ đồ các bước thực nghiệm

### 3.4. Thực nghiệm rót đúc trên máng nghiêng

#### 3.4.1. Xây dựng ma trận thực nghiệm

Trong mỗi thí nghiệm 1100 g hợp kim được nấu chảy trong lò điện trở *Nabertherm* ở 720 °C sau đó làm nguội về nhiệt độ rót. Nhiệt độ hợp kim lỏng được hiển thị và điều khiển bởi cảm biến nhiệt loại K đặt trong cốc, không sử dụng việc khử khí hoặc chất biến tính trong quá trình nấu chảy kim loại. Kim loại lỏng rót trực tiếp lên máng nghiêng trong không khí.

Luận án tập trung nghiên cứu ảnh hưởng của ba thông số công nghệ:

- Nhiệt độ rót –  $T_r$  (°C),
- Chiều dài máng –  $L$  (mm),
- Góc nghiêng máng –  $\alpha$  (độ);

Các thông số trên ảnh hưởng tới hai thông số đặc trưng đầu ra là kích thước và hệ số hình dạng của hạt khi chuẩn bị bột bằng phương pháp rót đúc trên máng nghiêng.

Giá trị các biến được xây dựng như sau:

- Nhiệt độ rót –  $T_r$  (°C)  $\in \{577, 580, 590, 600, 607\}$  được mã hóa trong ma trận thực nghiệm bởi  $x_1$  với:

- + Mức trên trong thí nghiệm cơ bản là: 600 °C
- + Tâm trong thí nghiệm cơ bản là: 590 °C
- + Mức dưới trong thí nghiệm cơ bản là: 580 °C
- + Khoảng biến thiên  $\Delta T_r = 10$  °C
- + Khoảng biến thiên trong không gian mở rộng

$$\Delta T_\alpha = 1,682 \times 10 = 16,82; \text{ lấy } \Delta T_\alpha = 17^\circ\text{C}, \text{ suy ra } +\alpha = 607^\circ\text{C}; -\alpha = 577^\circ\text{C}$$

- Chiều dài máng -  $L$  (mm)  $\in \{198, 300, 450, 600, 702\}$  được mã hóa trong ma trận thực nghiệm bởi  $x_2$  với:

- + Mức trên trong thí nghiệm cơ bản là: 600 mm
- + Tâm trong thí nghiệm cơ bản là: 450 mm
- + Mức dưới trong thí nghiệm cơ bản là: 300 mm
- + Khoảng biến thiên  $\Delta L = 150$  mm
- + Khoảng biến thiên trong không gian mở rộng

$$\Delta l_\alpha = 1,682 \times 150 = 252,3; \text{ lấy } \Delta l_\alpha = 252, \text{ suy ra } -\alpha = 198 \text{ mm}; +\alpha = 702 \text{ mm}$$

- Góc nghiêng máng -  $\alpha \in \{38, 45, 55, 65, 72\}$  được mã hóa trong ma trận thực nghiệm bởi  $x_3$  với:

- + Mức trên trong thí nghiệm cơ bản là: 65°
- + Tâm trong thí nghiệm cơ bản là: 55°
- + Mức dưới trong thí nghiệm cơ bản là: 45°
- + Khoảng biến thiên  $\Delta \alpha = 10$
- + Khoảng biến thiên trong không gian mở rộng

$$\Delta \alpha = 1,682 \times 10 = 16,82 \text{ lấy } \Delta \alpha = 17 \rightarrow +\alpha = 72; -\alpha = 38$$

Sử dụng thiết kế hỗn hợp ở tâm CCD [1], [37], [93] với hệ số mở rộng 1,682 để nghiên cứu ảnh hưởng của các nhiệt độ rót, chiều dài kim loại chảy

trên máng (chiều dài máng) và góc nghiêng của máng. Với các biến đã lựa chọn, bảng CCD với 20 thí nghiệm gồm 8 thí nghiệm cơ bản, 6 thí nghiệm mở rộng và 6 thí nghiệm tại tâm được trình bày trong bảng 3.2.

Bảng 3.2. Bảng ma trận thực nghiệm theo CCD

$N_0$	$x_0$	$x_1$	$x_2$	$x_3$
1	1	-1	-1	-1
2	1	1	-1	-1
3	1	-1	1	-1
4	1	1	1	-1
5	1	-1	-1	1
6	1	1	-1	1
7	1	-1	1	1
8	1	1	1	1
9	1	1,682	0	0
10	1	-1,682	0	0
11	1	0	1,682	0
12	1	0	-1,682	0
13	1	0	0	1,682
14	1	0	0	-1,682
15	1	0	0	0
16	1	0	0	0
17	1	0	0	0
18	1	0	0	0
19	1	0	0	0
20	1	0	0	0

Hệ thống thí nghiệm được bố trí như trên hình 3.7, hợp kim lỏng có nhiệt độ rót ( $x_1$ ) được rót lên bề mặt máng nghiêng ở các chiều dài rót khác nhau ( $x_2$ ), máng nghiêng được làm bằng thép không gỉ có thể điều chỉnh ở các góc nghiêng ( $x_3$ ), hệ thống nước làm nguội được bố trí ở dưới máng. Đầu ra của máng được thu bởi cốc hứng có đường kính ngoài 65 mm chiều cao 130 mm, cốc hứng được đặt trong lò ủ có nhiệt độ 550 °C, được giữ nhiệt trong vòng 5 phút, sau đó làm nguội nhanh bằng nước.

Phôi thu được trong quá trình thí nghiệm (hình 3.21) được cắt bằng máy cắt dây với kích thước 1x1x1,5 cm tại vị trí tâm phôi (hình 3.22), sau đó được mài thô, mài tinh, đánh bóng và tẩy thực bằng dung dịch 0,5 % HF, để chụp ảnh tổ chức tế vi trên kính hiển vi quang học (AXIO-A2M, tại phòng thí nghiệm Vật liệu, HVKTQS). Hệ số hình dạng và kích thước của hạt được phân tích trên ảnh chụp tế vi bằng phần mềm phân tích ảnh ImageJ (Image Processing and Analysis in Java). Hai thông số được đánh giá là đường kính hạt trung bình ( $d$ ) và hệ số hình dạng ( $S_f$ ) như được trình bày trong mục 3.3.5.



Hình 3.21. Mẫu đúc ở dạng phôi

Hình 3.22. Mẫu đúc sau cắt dây

Trong nghiên cứu này, thông số hợp lý cho quá trình đúc trên máng nghiêng được xác định bằng phương pháp quy hoạch thực nghiệm đáp ứng bề mặt (RSM). Bước đầu tiên của phương pháp RSM là tìm ra xấp xỉ phù hợp với quan hệ giữa các biến đầu ra và các biến đầu vào. Thông thường ta sử dụng đa thức bậc 2 để thể hiện mối quan hệ này. Đa thức hồi quy bậc hai cho  $n$  biến đầu vào có dạng như sau:

$$y = b_0 + \sum_{j=1}^3 b_j x_j + \sum_{i,j=1;i \neq j}^3 b_{ij} x_i x_j + \sum_{j=1}^3 b_{jj} x_j^2 \quad (3.9)$$

trong đó  $y$  là giá trị đáp ứng của thực nghiệm,  $b_0$  là hằng số. Còn  $b_i$ ,  $b_{jj}$ ,  $b_{ij}$  lần lượt là hệ số tuyến tính, hệ số bậc 2 và hệ số kép,  $x_i$  và  $x_j$  là các biến độc lập của thực nghiệm.

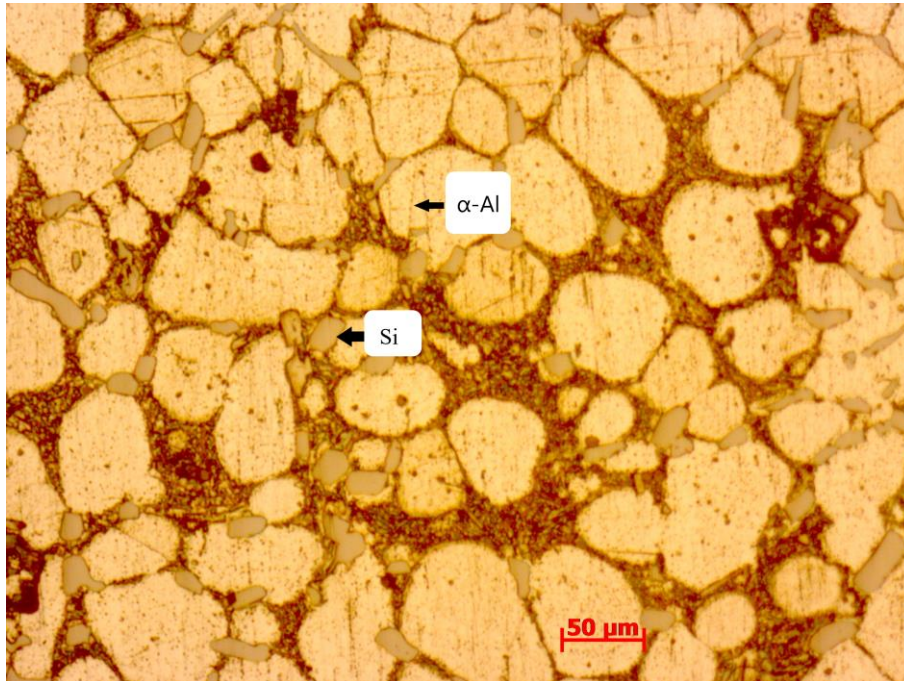
### 3.4.2. Kết quả thực nghiệm

Hình 3.23 và 3.24 trình bày kết quả của thí nghiệm số 3 và số thí nghiệm số 5, kết quả thu được của 20 thực nghiệm được trình bày trong phần phụ lục, thực nghiệm được thực hiện với các thông số nêu trong bảng 3.3. Tổ chức tế vi của mỗi thực nghiệm có sự khác nhau, đa số cho tổ chức tế vi dạng cầu rõ rệt, song vẫn còn các hạt rất nhỏ dạng nhánh cây xen kẽ bên trong tổ chức cầu hoá thu được. Các hạt nhánh cây đó là pha rắn thứ cấp (secondary solid phase), tạo thành trong quá trình kết tinh khi hỗn hợp bán lỏng được làm nguội nhanh trong cốc hứng. Nghiên cứu đã phân tích kích thước hạt trung bình và hệ số hình dạng của hạt từ ảnh tế vi, kết quả trong bảng 3.3.

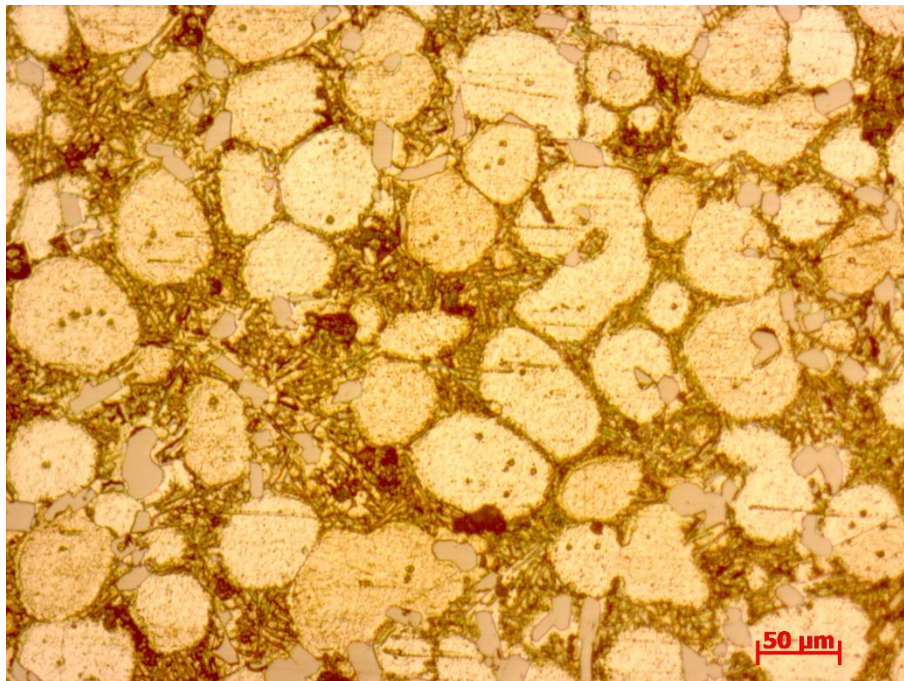
Bảng 3.3. Kết quả thực nghiệm theo thiết kế hỗn hợp ở tâm CCD

Thứ tự	Tham số thực nghiệm			Kết quả thực nghiệm	
	Nhiệt độ rót (°C)	Chiều dài máng (mm)	Góc nghiêng máng (Độ)	Kích thước hạt (µm)	Hệ số hình dạng
1	-1	-1	-1	62,5	0,77
2	1	-1	-1	72,6	0,75
3	-1	1	-1	55	0,768
4	1	1	-1	51,5	0,792
5	-1	-1	1	48,8	0,829
6	1	-1	1	58,5	0,8
7	-1	1	1	57,1	0,71
8	1	1	1	53,2	0,734
9	1,682	0	0	58,2	0,754
10	-1,682	0	0	64,6	0,764
11	0	1,682	0	57,2	0,788
12	0	-1,682	0	50,3	0,738
13	0	0	1,682	59,6	0,77
14	0	0	-1,682	51,6	0,753
15	0	0	0	57,7	0,716
16	0	0	0	56,9	0,714
17	0	0	0	57	0,716
18	0	0	0	57,3	0,72
19	0	0	0	56,2	0,71
20	0	0	0	56	0,722





Hình 3.23. Tổ chức tế vi của mẫu thí nghiệm N°3 (x100)  
rót đúc ở 580 °C, 600 mm, 45 °



Hình 3.24. Tổ chức tế vi của mẫu thí nghiệm N°5 (x50)  
rót đúc ở 580 °C, 300 mm, 65 °

### 3.4.3. Phân tích kết quả thực nghiệm

Thành phần pha của hợp kim nhôm ADC12 trên hình 3.23 gồm: pha  $\alpha$ -Al màu sáng, là dung dịch rắn hoà hoà tan silic, đồng và một số nguyên tố hợp kim khác. Silic có màu nâu, thường nằm sát biên hạt  $\alpha$ -Al, phần màu đen trên hình là pha lỏng.

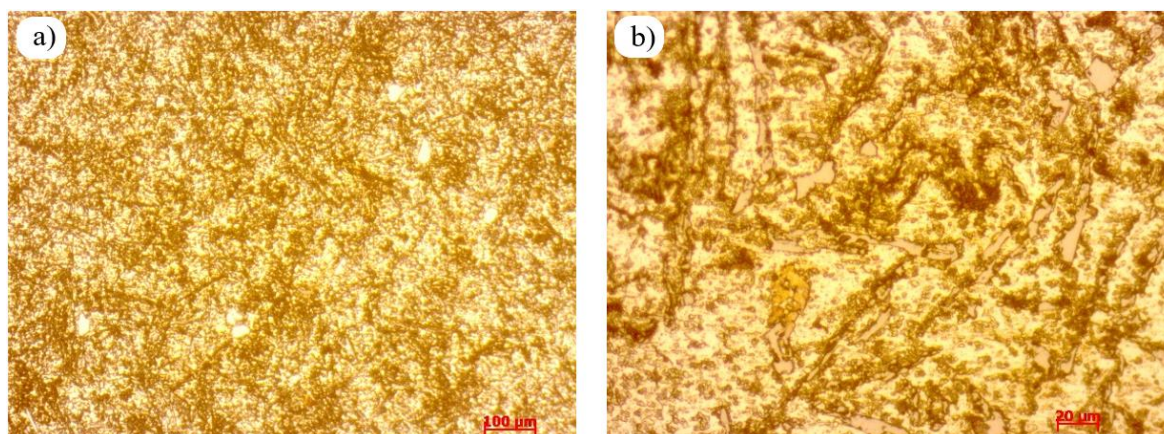
Như quan sát thấy, một số lượng lớn hạt  $\alpha$ -Al hình cầu mịn được hình thành trong quá trình rót đúc trên máng nghiêng. Có thể giải thích như sau, khi hợp kim lỏng tiếp xúc với bề mặt máng nghiêng, một số lượng các tâm mầm nhánh cây  $\alpha$ -Al được hình thành do bề mặt máng nghiêng là bề mặt lạnh, [29], [80], [106]. Hầu hết quá trình tạo mầm xảy ra ở vị trí tiếp xúc giữa hợp kim lỏng và máng nguội có thể được coi là nguồn tâm mầm [15], [16]. Các tâm mầm được phân tách và thay đổi hình thái cấu trúc vi mô dọc theo dòng chảy là do sự thay đổi của vận tốc dòng dòng kim loại lỏng khi chảy xuống dốc. Nhiệt độ của hợp kim nóng chảy giảm từ 580 °C xuống khoảng 550 °C sau khi chảy ra khỏi bề mặt máng vì nhiệt từ hợp kim nóng chảy bị hấp thụ bởi máng nghiêng đã được làm mát, theo P. Das [25] nhiệt độ của kim loại nóng chảy chảy trên bề mặt máng dốc có thể được giả định là giảm tuyến tính dọc theo bề mặt máng. Kết quả của sự giảm nhiệt độ của hợp kim nóng chảy dọc theo máng cho đến khi hợp kim lỏng chảy vào khuôn, phần rắn tăng lên ở phần cuối máng, dẫn đến sự gia tăng độ nhớt của hợp kim nóng chảy, hay nói cách khác giảm số Reynolds, do đó dòng chảy có xu hướng chảy tầng ở phần thấp nhất của máng. Kết hợp với nhiệt độ hợp kim nóng chảy giảm, làm tăng lực cắt, giúp tạo ra sự hình thành các cấu trúc vi mô hình cầu của pha sơ cấp từ các cấu trúc đuôi gai hình thành ở đỉnh máng [99]. Hơn nữa, dòng chảy của hợp kim lỏng xuống dốc gây ra sự đối lưu, giúp đồng nhất nhiệt độ và thu hẹp gradient thành phần của hợp kim nóng chảy, điều này cũng dẫn đến việc ngăn chặn sự phát triển của đuôi gai, tạo điều kiện hình thành hình thành tổ chức cầu. Khi ở trong

khuôn, hợp kim ở trạng thái gần như đẳng nhiệt tạo điều kiện để cầu hoá các hạt  $\alpha$ -Al, sau đó được làm nguội nhanh trong nước để giữ lại tổ chức hình cầu được hình thành, như trong hình 3.23 và hình 3.24.

### 3.5. So sánh các kết quả thực nghiệm

#### 3.5.1. Tổ chức của thỏi hợp kim ban đầu

Để thấy được sự thay đổi tổ chức của phôi sau quá trình rót đúc trên máng nghiêng, đã chụp ảnh tổ chức tế vi của thỏi hợp kim ban đầu (được mua về từ công ty nhôm Chiến Thắng). Hình 3.25 cho thấy tổ chức của thỏi hợp kim ban đầu hoàn toàn ở dạng nhánh cây với silic cùng tinh nhỏ mịn phân bố đều trong tổ chức  $\alpha$ -Al dạng nhánh cây.



Hình 3.25. Tổ chức tế vi của thỏi hợp kim nhôm ADC12 ban đầu

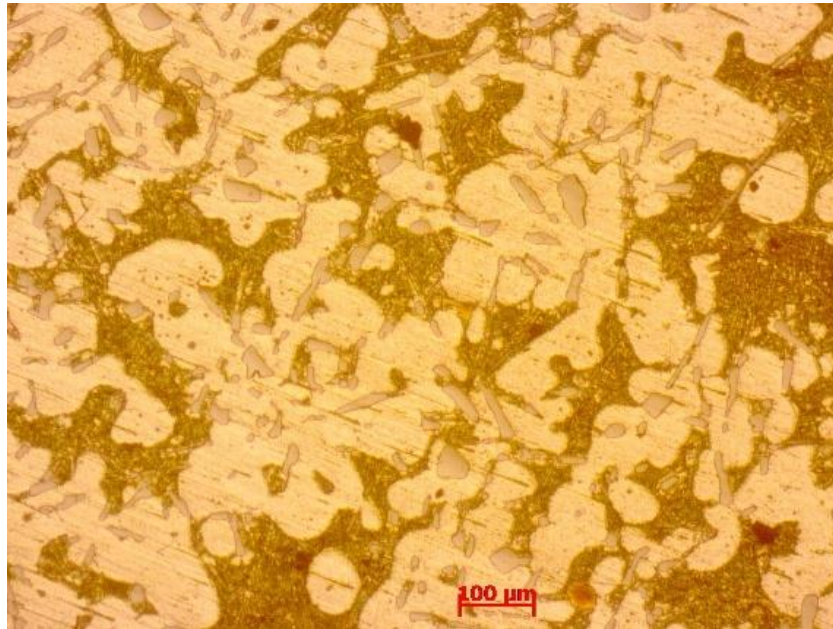
(a) Chụp ở độ phóng đại x50 và (b) Chụp ở độ phóng đại x200

#### 3.5.2. Tổ chức của phôi đúc không qua máng nghiêng

So sánh sự khác biệt của tổ chức phôi được rót đúc trên máng nghiêng và tổ chức của phôi không rót đúc qua máng nghiêng, thực hiện rót đúc ở nhiệt độ thấp, kết quả phân tích tổ chức tế vi các phôi rót đúc trực tiếp vào cốc rót không qua máng nghiêng ở nhiệt độ rót 580 °C, sử dụng lò giữ nhiệt ở 550 °C giữ nhiệt trong 5 phút, sau đó làm nguội trong nước, ảnh chụp tổ chức tế vi trên hình 3.26. Khi rót đúc ở nhiệt độ rót thấp số lượng tâm mầm được hình thành nhiều, các hạt  $\alpha$ -Al có màu sáng trắng nằm giữa tổ chức cùng tinh Al-Si. So sánh tổ



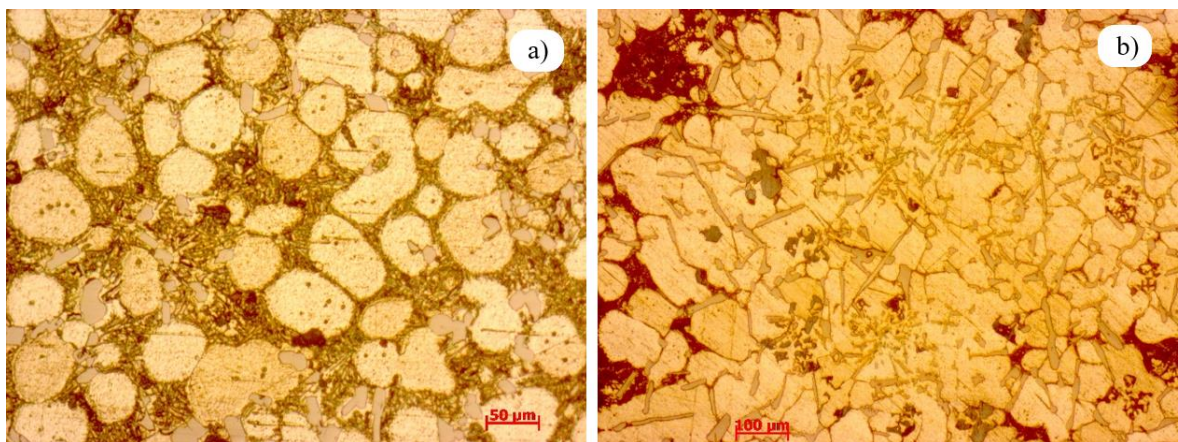
chức rót đúc trên máng nghiêng (hình 3.23) tổ chức không rót đúc qua máng nghiêng (hình 3.26) có các hạt  $\alpha$ -Al với độ cầu hoá thấp hơn.



Hình 3.26. Tổ chức tế vi hợp kim ADC12 rót đúc trực tiếp (không qua máng nghiêng)

### 3.5.3. Tổ chức của phôi rót đúc có rung và không có rung

So sánh sự khác biệt của tổ chức phôi được rót đúc trên máng nghiêng có rung và không có rung, kết quả phân tích tổ chức tế vi các phôi rót đúc ở nhiệt độ rót 580 °C, chiều dài máng 300 mm và góc nghiêng của máng 65 °, lò giữ nhiệt ở 550 °C và nguội trong nước, được cho trên hình 3.27.



Hình 3.27. Tổ chức tế vi của mẫu rót đúc ở 580 °C, 300 mm và 65 °  
(a) Có rung và (b) Không có rung

Kết quả phân tích ảnh tổ chức tế vi cho thấy, trong trường hợp có rung các hạt pha rắn có xu hướng cầu hơn và phân bố đều trong toàn bộ thể tích của vật đúc. Trong trường hợp không có rung các hạt pha rắn có xu hướng kết tụ lại với nhau thành cụm lớn. Có thể giải thích như sau, khi kết hợp rung tần số và biên độ rung của máng góp phần làm tăng vận tốc dòng chảy kim loại lỏng trên máng, làm tăng hệ số Re [109], giúp quá trình phân tách các tâm mầm trên máng xảy ra thuận lợi hơn, số lượng tâm mầm thu được trên cốc hứng nhiều, tổ chức thu được hạt pha rắn có xu hướng cầu hơn. Ngoài ra khi có rung giúp tăng tốc độ cắt, tốc độ cắt tăng giúp bề gãy liên kết giữa các hạt, làm giảm quá trình kết tụ giữa các hạt (như phân tích trong mục 2.1.1), các hạt pha rắn phân bố đồng đều trong toàn bộ thể tích vật đúc.

### **3.6. Tính toán kết quả thực nghiệm**

#### ***3.6.1. Xác định hàm hồi quy đường kính hạt trung bình***

Từ các kết quả thực nghiệm, quá trình tính toán xây dựng hàm hồi quy và tối ưu hóa các thông số công nghệ được tiến hành bằng phần mềm Design Expert 11.1.0.1. Kết quả phân tích ANOVA ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến kích thước hạt trung bình thể hiện trên bảng 3.4. Ở đây F-value là tiêu chuẩn kiểm định Fisher của mô hình và là tỷ số của phương sai bình phương trung bình (mean square) và sai số phương sai bình phương trung bình (error mean square). Với giá trị F tìm được p-value là rất nhỏ, khẳng định rằng mô hình tìm được là rất có ý nghĩa. Các ảnh hưởng chính của mô hình gồm: nhiệt độ rót ( $x_1$ ), chiều dài rót ( $x_2$ ), góc nghiêng máng ( $x_3$ ) cùng  $x_1^2$ ,  $x_2^2$ ,  $x_1x_2$  và  $x_2x_3$  là các thông số ảnh hưởng chính đến mô hình hồi quy cho kích thước hạt. Các thông số còn lại là không có ý nghĩa đáng kể đối với độ chính xác của mô hình.

Phương trình hồi quy kích thước hạt thể hiện ảnh hưởng của các thông số công nghệ như sau:

$$y = 56,56 + 1,70x_1 - 2,72x_2 - 2,74x_3 - 3,4x_1x_2 + 3,95x_2x_3 + 1,74x_1^2 - 0,96x_2^2 \quad (3.10)$$

Bảng 3.4. Phân tích ANOVA cho mô hình kích thước hạt

<b>Nguồn biến thiên</b>	<b>Tổng bình phương</b>	<b>Bậc tự do</b>	<b>Bình phương trung bình</b>	<b>Giá trị F</b>	<b>Giá trị P</b>	
Mô hình hồi quy	523,27	7	74,75	84,25	< 0,0001	Tương hợp
x <sub>1</sub> -Nhiệt độ rót	39,29	1	39,29	44,28	< 0,0001	
x <sub>2</sub> -Chiều dài rót	101,35	1	101,35	114,23	< 0,0001	
x <sub>3</sub> -Góc nghiêng	102,72	1	102,72	115,77	< 0,0001	
x <sub>1</sub> x <sub>2</sub>	92,48	1	92,48	104,23	< 0,0001	
x <sub>2</sub> x <sub>3</sub>	124,82	1	124,82	140,68	< 0,0001	
x <sub>1</sub> <sup>2</sup>	44,25	1	44,25	49,87	< 0,0001	
x <sub>2</sub> <sup>2</sup>	13,44	1	13,44	15,15	0,0021	
Residual (Số dư)	10,65	12	0,8872			
Lack of Fit (Không tương hợp)	8,55	7	1,22	2,92	0,1284	Không tương hợp
Pure Error (Sai số thuần)	2,09	5	0,4190			
Cor Total (Tổng)	533,92	19				
Hệ số R <sup>2</sup>	0,9801					
Adjusted R <sup>2</sup>	0,9684					
Predicted R <sup>2</sup>	0,9292					
Adeq Precision	39,5770					

Mức độ phù hợp của mô hình cũng được đánh giá bằng giá trị của sự không tương hợp (lack of fit). Mô hình hồi quy tốt cần phải tương hợp giữa dữ liệu thực tế và lý thuyết. Do đó, mô hình thu được khi thiếu kiểm định sự không tương hợp không có ý nghĩa thống kê, mô hình thu được đảm bảo tính không

tương hợp là có ý nghĩa. Theo Paskevich [93], một mô hình hồi quy tốt cần hệ số xác định  $R^2$  lớn hơn 0,8 và hệ số chính xác Adeq  $R^2$  lớn hơn 4. Mô hình hồi quy thu được từ thực nghiệm đã thỏa mãn các điều kiện trên với tham số  $R^2$  cao ( $R^2 = 0,98$  có nghĩa là 98 % tổng độ biến thiên quan sát được trong mô hình này) và Adeq Precision là 39,57 cho thấy mô hình đủ chính xác để dự đoán kích thước hạt trung bình.

### 3.6.2. Xác định hàm hồi quy hệ số hình dạng

Kết quả phân tích ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến hệ số hình dạng thể hiện trên bảng 3.5. Tương tự như trong bảng 3.4, giá trị F của mô hình tìm được là 108,21 rất lớn, giá trị P của mô hình là rất nhỏ, nhỏ hơn 0,0001 trong khi giá trị lack-of-fit là không có ý nghĩa. Trong mô hình này các giá trị  $x_1$  - nhiệt độ rót và  $x_3$  - góc nghiêng của máng đã được loại bỏ khỏi mô hình để tăng độ chính xác của mô hình.

Mức độ phù hợp của mô hình cũng được đánh giá thông qua giá trị F của Lack of fit. Mô hình tương quan tốt cần có sự phù hợp giữa số liệu thực tế và số liệu lý thuyết, vì vậy mô hình thu được với kiểm định Lack of fit (kiểm định sự không tương hợp) không có ý nghĩa thống kê là điều mong muốn. Từ bảng 3.5 phân tích số liệu cho thấy giá trị của kiểm định Lack of fit không thể hiện ý nghĩa thống kê, nên khả năng phù hợp của mô hình là rất cao. Mô hình hồi quy cho hệ số hình dạng của hạt cũng có ý nghĩa về mặt thống kê. Cũng theo Paskevich [93], một mô hình hồi quy tốt cần hệ số xác định  $R^2$  lớn hơn 0,8 và hệ số chính xác Adeq  $R^2$  lớn hơn 4. Mô hình hồi quy thu được từ thực nghiệm đã thỏa mãn các điều kiện trên với tham số  $R^2$  cao ( $R^2 = 0,98$  có nghĩa là 98 % tổng độ biến thiên quan sát được trong mô hình này) và Adeq Precision là 33,31 cho thấy mô hình đủ chính xác để dự đoán kích thước hạt trung bình.

Phương trình hồi quy xác định hệ số hình dạng có dạng như sau:

$$y = 0,716 - 0,017x_2 + 0,012x_1x_2 - 0,028x_2x_3 + 0,016x_1^2 + 0,018x_2^2 + 0,017x_3^2 \quad (3.11)$$

Bảng 3.5. Phân tích ANOVA cho hệ số hình dạng

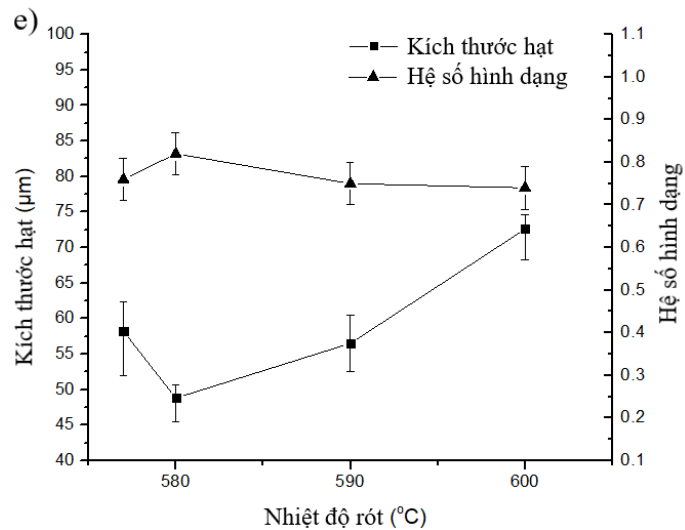
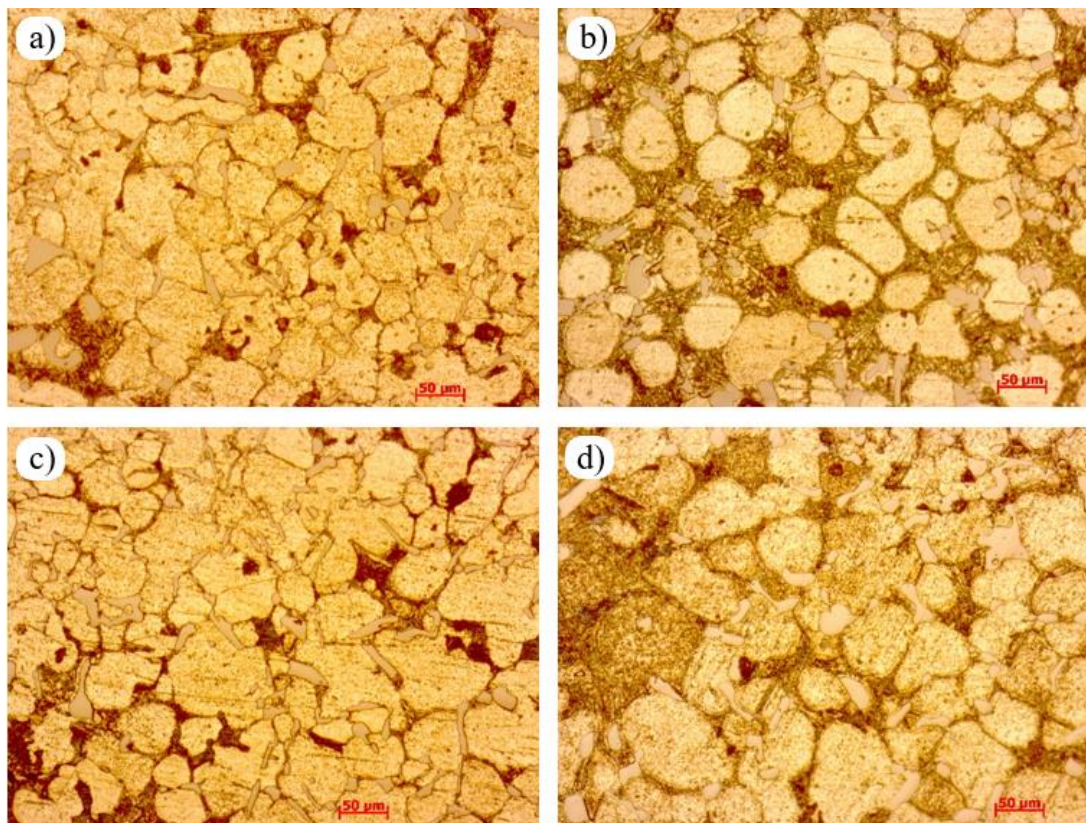
Nguồn biến thiên	Tổng bình phương	Bậc tự do	Bình phương trung bình	Giá trị F	Giá trị P	
Mô hình hồi quy	0,0217	6	0,0036	108,21	< 0,0001	Tương hợp
$x_2$ -Chiều dài rọt	0,0038	1	0,0038	114,79	< 0,0001	
$x_1x_2$	0,0012	1	0,0012	35,13	< 0,0001	
$x_2x_3$	0,0063	1	0,0063	189,03	< 0,0001	
$x_1^2$	0,0038	1	0,0038	112,84	< 0,0001	
$x_2^2$	0,0045	1	0,0045	133,42	< 0,0001	
$x_3^2$	0,0042	1	0,0042	125,50	< 0,0001	
Residual (Số dư)	0,0004	13	0,00001			
Lack of Fit (Không tương hợp)	0,0003	8	0,00001	2,35	0,1805	Không tương hợp
Pure Error (Sai số thuần)	0,0001	5	0,00001			
Cor Total (Tổng)	0,0222	19				
Hệ số $R^2$	0,9804					
Adjusted $R^2$	0,9713					
Predicted $R^2$	0,9447					
Adeq Precision	33,3186					

### 3.6.3. Ảnh hưởng của các thông số công nghệ

#### a) Ảnh hưởng của nhiệt độ rọt

Hình 3.28a-d mô tả tổ chức tế vi của hợp kim nhôm ADC12 ở nhiệt độ rọt khác nhau với chiều dài máng (300 mm) và góc nghiêng máng (65 °) không đổi. Thông số công nghệ đặc trưng của các thí nghiệm về máng nghiêng được liệt kê trong bảng 3.2.





Hình 3.28. Tổ chức tế vi của phôi đúc ở các nhiệt độ rót khác nhau

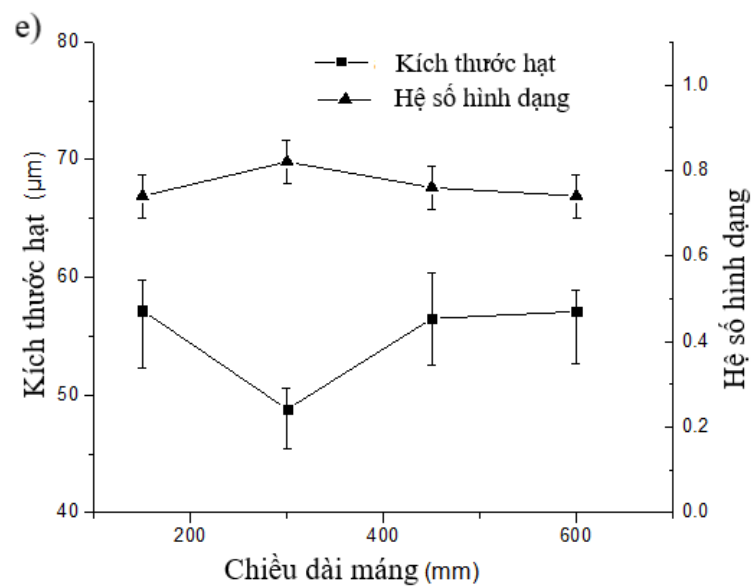
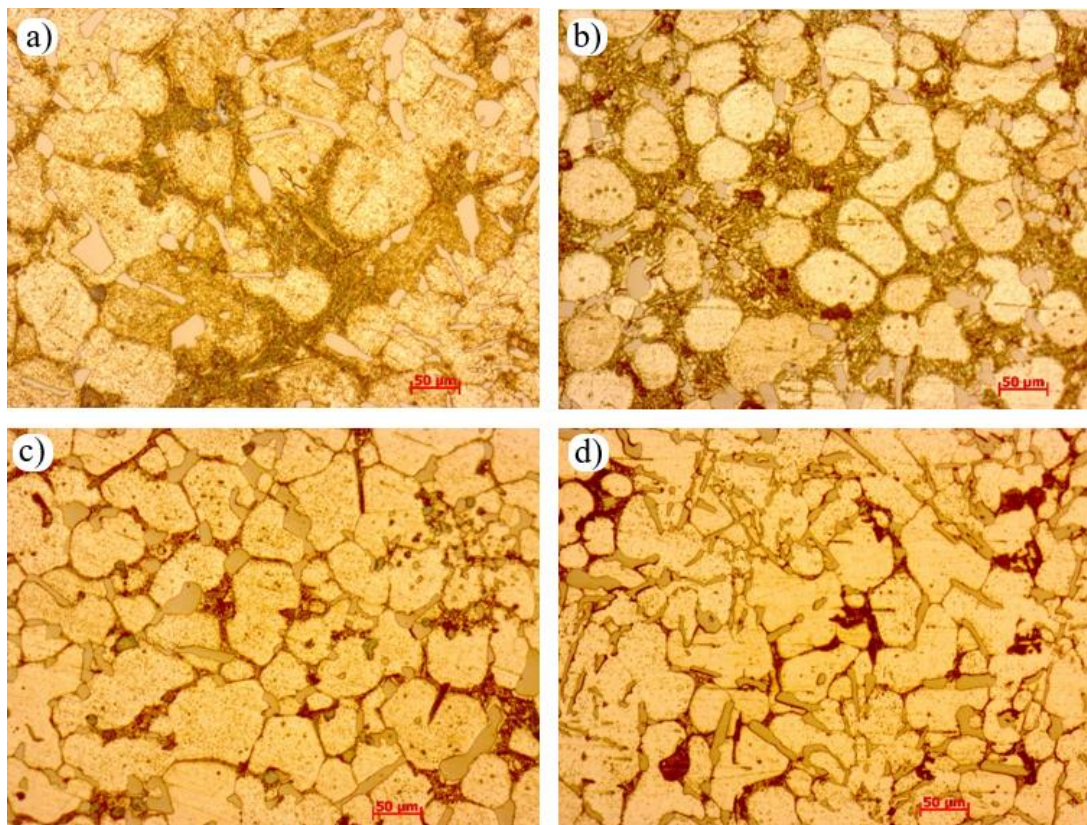
(Chiều dài máng 300 mm, góc nghiêng của máng 65 °)

a) 577 °C, b) 580 °C, c) 590 °C, d) 600 °C, e) Ảnh hưởng của nhiệt độ rót đến kích thước hạt và hệ số hình dạng

Như thể hiện trong hình 3.28a-d, hình thái của các hạt  $\alpha$ -Al sơ cấp có xu hướng cầu hơn khi nhiệt độ rót giảm. Hình 3.28c, d cho thấy hình thái của hạt  $\alpha$ -Al sơ cấp không đều và thô hơn khi nhiệt độ rót là 590 và 600 °C. Hình thái của hạt  $\alpha$ -Al sơ cấp chuyển thành dạng cầu ở nhiệt độ rót 580 °C; tuy nhiên, tiếp tục giảm nhiệt độ rót, độ cầu của hạt giảm đi hình 3.28e. Hiện tượng ngược lại được quan sát thấy đối với kích thước hạt trung bình, tức là khi hạ nhiệt độ rót, kích thước hạt giảm, nhưng vượt quá 580 °C thì lại tăng lên. Điểm uốn trong cả hai đồ thị này được thể hiện trong hình 3.28e. Hiện tượng này có thể được giải thích như sau: Nhiệt độ ban đầu của máng nghiêng thấp, máng có khả năng làm nguội nhanh, giúp giảm ngưỡng năng lượng của sự tạo mầm và ngưỡng bán kính tâm mầm ( $r^*$ ), nhờ đó giúp làm tăng tỷ lệ tạo mầm [4]. Do đó, một số lượng lớn các tâm mầm  $\alpha$ -Al sơ cấp sẽ được tạo ra. Khi nhiệt độ rót cao, nhiệt độ bề mặt của máng nghiêng làm nguội sẽ tăng nhanh, dẫn đến tác dụng làm nguội yếu đi làm giảm tỷ lệ tạo mầm. Hơn nữa, nhiệt độ rót cao hiện tượng khuếch tán xảy ra mạnh hơn, làm cho pha sơ cấp trở nên thô hơn. Nếu nhiệt độ rót sát nhiệt độ đường lỏng của hợp kim, máng nghiêng làm nguội sẽ làm giảm nhanh nhiệt độ hợp kim lỏng đến nhiệt độ kết tinh, điều này giúp quá trình tạo mầm xảy ra sớm. Tuy nhiên, khi nhiệt độ rót quá thấp, độ dày của lớp đông đặc trên bề mặt máng tăng lên rõ rệt, nhiệt trở tăng lên và tác dụng làm nguội của máng nghiêng sẽ bị suy yếu, ức chế hiện tượng tạo mầm làm giảm hệ số hình dạng và tăng kích thước hạt tế vi của vật đúc. Từ thực nghiệm, nhận thấy hợp kim bán lỏng có hệ số hình dạng và kích thước hạt tốt nhất ở nhiệt độ rót là 580 °C đối với hợp kim ADC12.

#### *b) Ảnh hưởng của chiều dài máng*

Hình 3.29 cho thấy sự thay đổi tổ chức tế vi của mẫu đúc lưu biến ở các chiều dài máng khác nhau với nhiệt độ rót không đổi (580 °C) và góc nghiêng máng (65 °).



Hình 3.29. Tổ chức tế vi của phôi đúc ở các chiều dài máng khác nhau  
(Nhiệt độ rót 580 °C, góc nghiêng của máng 65 °)

a) 150 mm, b) 300 mm, c) 450 mm, d) 600 mm, e) Ảnh hưởng của chiều dài máng đến kích thước hạt và hệ số hình dạng

Khi chiều dài máng tăng từ 150 đến 300 mm, kích thước hạt của pha sơ cấp giảm và độ cầu hoá hạt tăng lên. Khi chiều dài máng tăng từ 300 mm đến 600 mm, kích thước hạt tăng lên (hình 3.29e) trong khi độ cầu của hạt giảm. Hiện tượng này có thể được giải thích khi chiều dài máng tăng lên, hình thái nhánh cây của cấu trúc đúc bị phá vỡ bởi lực cắt của dòng chảy kim loại lỏng trên máng tác động giúp các hạt tạo thành dạng cầu (giúp giảm năng lượng bề mặt của các hạt). Ngoài ra, như đã giải thích trong phần ảnh hưởng của nhiệt độ rót, nhiệt độ của hợp kim lỏng có xu hướng giảm khi chiều dài máng tăng lên. Do đó, hợp kim bán lỏng được thu vào cốc hứng có chứa hàm lượng cao các tâm mầm, dẫn đến sự hình thành vi cấu trúc dạng cầu và mịn trong cốc hứng. Ngoài ra, khi tăng chiều dài máng vượt quá giá trị tối ưu (tức là 300 mm), nhiệt độ của dòng hợp kim lỏng giảm xuống quá thấp hình thành lớp đông cứng trên bề mặt máng, cản trở dòng chảy của hợp kim bán lỏng, ảnh hưởng đến số tâm mầm được phân tách trên máng lại làm tăng kích thước và giảm hệ số hình dạng của hạt.

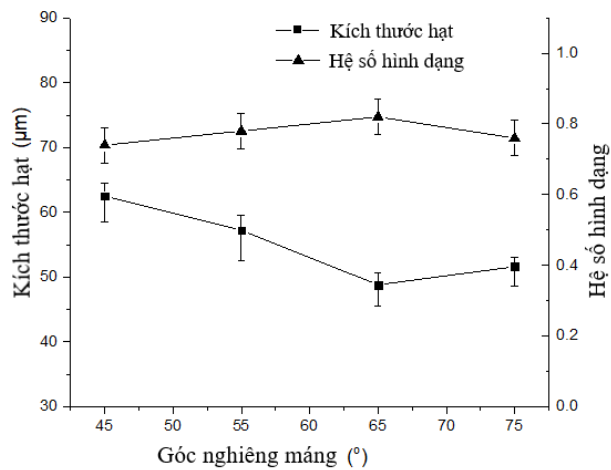
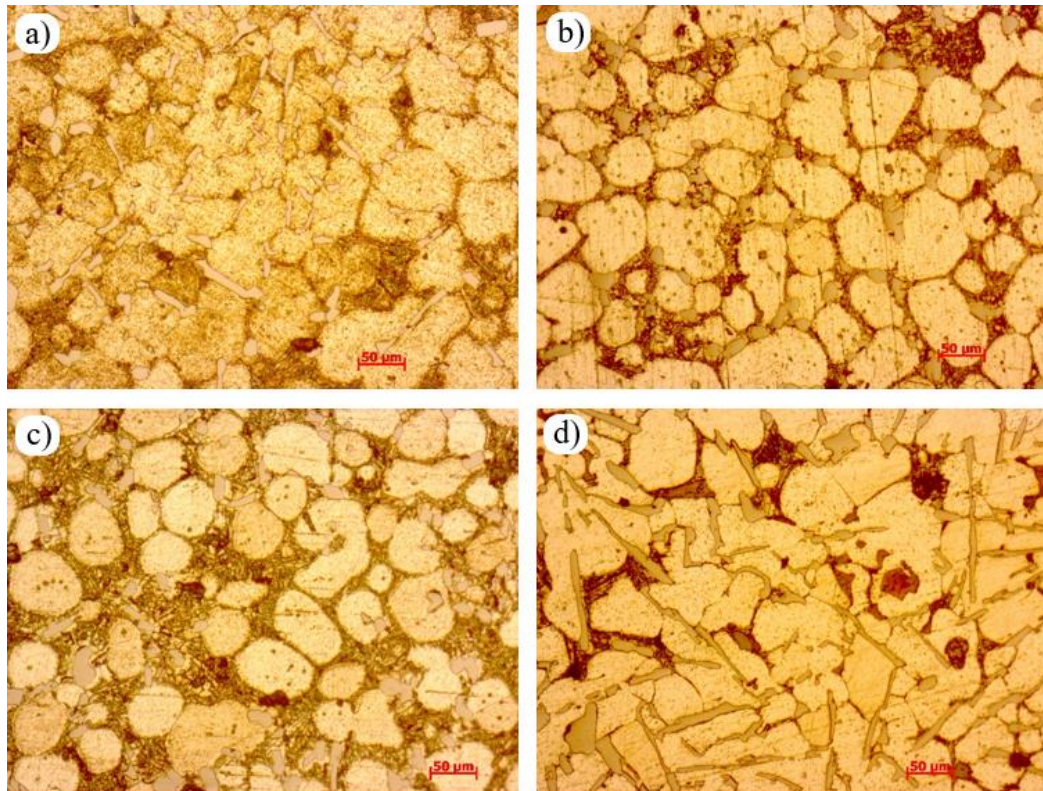
### *c) Ảnh hưởng của góc nghiêng máng*

Góc nghiêng máng chi phối tốc độ dòng chảy và thời gian tiếp xúc giữa hợp kim nóng chảy với bề mặt máng. Hình 3.30 thể hiện sự thay đổi kích thước hạt và hệ số hình dạng của pha sơ cấp  $\alpha$ -Al do sự thay đổi góc nghiêng máng ở nhiệt độ rót (580 °C) và chiều dài máng (300 mm) không đổi.

Theo [101], góc nghiêng của máng thấp không thể chuyển hoàn toàn hình thái nhánh cây thành dạng cầu của pha  $\alpha$ -Al trong vi cấu trúc. Dưới một giá trị nhất định của góc nghiêng máng (tức là 45 ° trong trường hợp này), hợp kim lỏng chảy chậm và một lớp đông cứng dễ dàng hình thành trên bề mặt máng. Việc tăng góc dốc từ 45 đến 65 ° sẽ làm giảm kích thước trung bình của các hạt  $\alpha$ -Al sơ cấp và tăng hệ số hình dạng (hình 3.30e). Tăng góc nghiêng máng giúp tăng lực cắt phá vỡ vi cấu trúc nhánh cây và chuyển nó vào cốc hứng tạo ra nhiều hạt dạng cầu và mịn. Khi góc nghiêng máng được tăng thêm vượt quá một giá trị tối ưu (trong trường hợp này là 65 độ), hợp kim bán lỏng đi qua máng nghiêng với tốc độ cao, thời gian hợp kim ở trên máng ngắn làm giảm



lượng nhiệt được giải phóng ở cuối máng. Do đó, hợp kim bán lỏng được thu thập trong cốc hứng có chứa phần tỷ phần pha lỏng cao và tỷ phần hạt rắn thấp, kích thước hạt thu được tăng lên, độ cầu giảm đi.



Hình 3.30. Tổ chức tế vi của phôi đúc ở các góc nghiêng máng khác nhau  
(Chiều dài máng 300 mm, nhiệt độ rót là 580 °C)

a) 45 °, b) 55 °, c) 65 °, d) 75 °, e) Ảnh hưởng của góc nghiêng máng đến kích thước hạt và hệ số hình dạng

### 3.6.4. Thông số tối ưu

Trong nghiên cứu này, hàm mục tiêu (desirability function) của các thông số đầu ra được sử dụng để tìm ra thông số tối ưu cho kết quả thực nghiệm. Hai thông số đầu ra cần phải tối ưu là kích thước hạt trung bình (đạt giá trị nhỏ nhất) và hệ số hình dạng (mong muốn càng gần 1 càng tốt). Căn cứ trên hai điều kiện tối ưu đó bộ thông số đầu vào tối ưu được tìm ra trên bảng 3.6.

Bảng 3.6. Thông số tối ưu đa mục tiêu ( $d_{\min}$ ,  $S_{f\max}$ )

Số thứ tự	Nhiệt độ rót	Chiều dài máng	Góc nghiêng máng	Đường kính hạt	Hệ số hình dạng	Hàm mục tiêu	Ưu tiên
1	<b>580,000</b>	<b>300,000</b>	<b>65,000</b>	<b>48,274</b>	<b>0,824</b>	<b>0,979</b>	<b>Lựa chọn</b>
2	580,000	300,066	64,901	48,343	0,823	0,976	

Giá trị tối ưu được lựa chọn là giá trị tại đó có hàm mục tiêu có giá trị lớn nhất, trong bảng 3.6, khi tính toán giá trị mong đợi cho kích thước hạt (càng nhỏ càng tốt) và hệ số hình dạng (càng lớn càng tốt). Để thoả mãn đồng thời hàm mục tiêu đó phần mềm Design Expert 11.1.0.1 tính toán xác định giá trị hàm mục tiêu lớn nhất tại giá trị nhiệt độ rót 580 °C, chiều dài máng 300 mm và góc nghiêng của máng là 65 độ, đây cũng là giá trị tối ưu trong quá trình thực nghiệm.

### 3.7. Kết luận

Luận án đã tiến hành chuẩn bị tổ chức cho hợp kim nhôm ADC 12 bằng phương pháp máng nghiêng kết hợp rung. Kết quả cho thấy đã tạo được tổ chức tế vi dạng cầu cho phôi hợp kim nhôm ADC12. Nghiên cứu thực nghiệm dựa trên phương pháp quy hoạch thực nghiệm đáp ứng bề mặt (RSM) có hệ số mở rộng  $\alpha = 1,682$  với bộ thông số lựa chọn. Đã thu được kết quả như sau:

- Xác định khoảng nhiệt độ đông đặc của hợp kim này và lựa chọn khoảng biến thiên cho các thông số công nghệ trong quá trình rót đúc trên máng nghiêng trên cơ sở phân tích giản đồ pha và DSC của hợp kim nhôm ADC12

- Tổ chức tế vi hợp kim nhôm ADC12 có dạng cầu, kích thước hạt trung bình 48  $\mu\text{m}$ , hệ số hình dạng 0,82 và tương đối đồng đều giữa các vị trí khác nhau của mẫu. Tổ chức này đảm bảo điều kiện tạo hình bán lỏng.

- Đã phân tích ảnh hưởng các thông số công nghệ đến kích thước và hệ số hình dạng của hạt và tìm ra bộ thông số công nghệ tối ưu cho quá trình rót đúc trên máng nghiêng với hệ thống thiết bị đã xây dựng. Giá trị tối ưu là nhiệt độ rót 580  $^{\circ}\text{C}$ , chiều dài máng 300 mm và góc nghiêng 65 độ. Giá trị này được sử dụng để tiến hành rót đúc phôi phục vụ cho quá trình ép chảy bán lỏng trong chương tiếp theo của luận án.

## Chương 4

### NGHIÊN CỨU QUÁ TRÌNH ÉP CHẢY BÁN LỎNG

Trong công nghệ tạo hình bán lỏng, ép chảy bán lỏng là phương pháp tạo hình thích hợp cho cả tạo hình xúc biến và lưu biến. Ép chảy bán lỏng cho phép tạo hình các chi tiết có hình dạng phức tạp, thành mỏng, rãnh sâu, tốc độ tạo hình thấp, hạn chế chảy rớt trong quá trình tạo hình, nâng cao cơ tính chi tiết thành phần. Trong chương này, đã nghiên cứu thực nghiệm ép chảy bán lỏng chi tiết có thành mỏng dựa trên các phôi đúc đã chuẩn bị tổ chức vi mô dạng cầu. Thực nghiệm đã khảo sát ảnh hưởng của một số thông số công nghệ đến cơ tính và tổ chức của sản phẩm sau quá trình ép, đánh giá ảnh hưởng và xây dựng hàm hồi quy thực nghiệm cho các thông số công nghệ.

#### 4.1. Chuẩn bị thực nghiệm

##### 4.1.1. Mục tiêu và nội dung nghiên cứu

- **Mục tiêu nghiên cứu:** Khẳng định khả năng tạo hình bán lỏng xúc biến đối với hợp kim nhôm ADC12, nâng cao cơ tính của chi tiết sau tạo hình so với phương pháp đúc và đánh giá ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến cơ tính của chi tiết sau tạo hình.

##### - Nội dung thực nghiệm:

+ Nghiên cứu thực nghiệm ép chảy bán lỏng chi tiết có hình dạng phức tạp từ hợp kim nhôm ADC12 đã được chuẩn bị tổ chức với các thông số công nghệ (nhiệt độ tạo hình  $T$ , thời gian giữ nhiệt  $t$ , tốc độ đầu ép  $v$ ) khác nhau.

+ Đánh giá mức độ ảnh hưởng của các thông số công nghệ trên đến cơ tính của sản phẩm bằng phương pháp QHTN.

+ Khảo sát sự thay đổi của tổ chức tế vi của sản phẩm sau tạo hình nhằm đánh giá khả năng tạo hình bán lỏng của hợp kim nhôm ADC12.

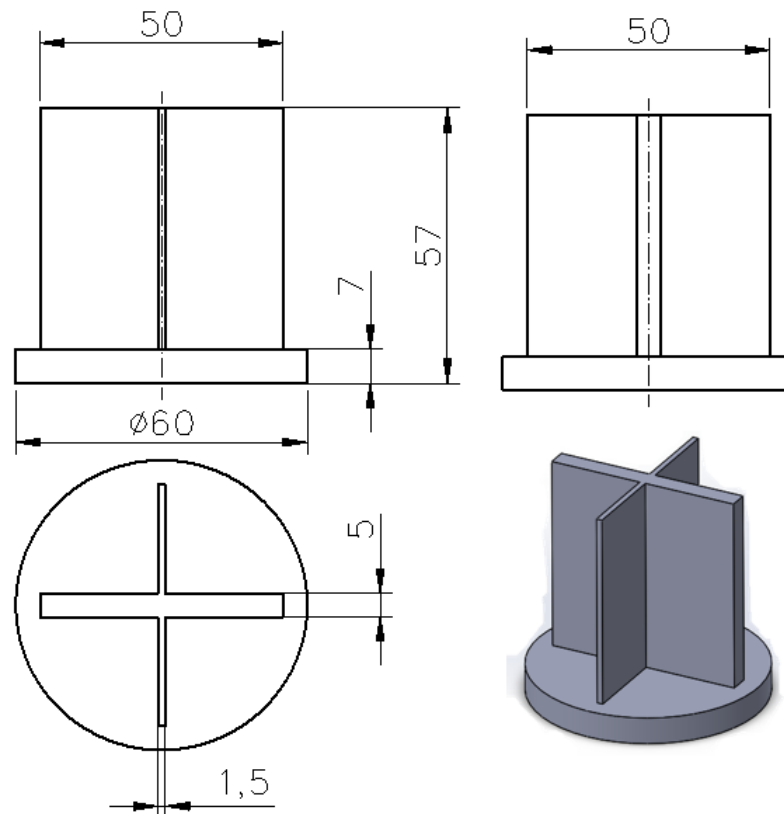
##### 4.1.2. Lựa chọn chi tiết nghiên cứu

Trên cơ sở phân tích về công nghệ tạo hình và cơ sở lý thuyết tạo hình xúc biến trong chương 1 và chương 2, đã lựa chọn mô hình hình học chi tiết, là một chi tiết có thành mỏng để đánh giá khả năng công nghệ của quá trình ép chảy



bán lỏng và có thể khảo sát được cơ tính của chi tiết sau tạo hình. Kích thước và thông số hình học của chi tiết thể hiện trên hình 4.1.

Chi tiết có dạng hình chữ thập, hai cánh có chiều dày khác nhau, cánh lớn dày 5 mm, chiều dày cánh mỏng là 1,5 mm, với kích thước chiều dài và chiều rộng là 50 mm. Phần đế của chi tiết có đường kính  $\Phi 60$  mm và có chiều dày 7 mm. Việc lựa chọn chi tiết dạng này đảm bảo khuôn ép chảy có độ phức tạp nhất định với hệ số ép chảy là 8,5. Phương pháp ép chảy truyền thống không thể ép chảy được chi tiết này vì ADC12 là hợp kim nhôm đúc và không thể ép chảy thông thường được. Với phương pháp đúc thông thường cơ tính của chi tiết sau khi đúc thường không cao tại vị trí có thành mỏng.

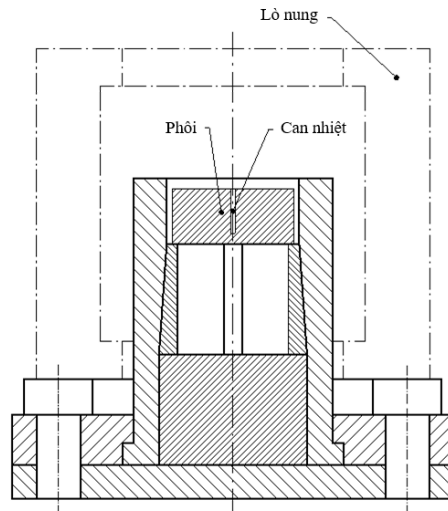


Hình 4.1. Chi tiết nghiên cứu

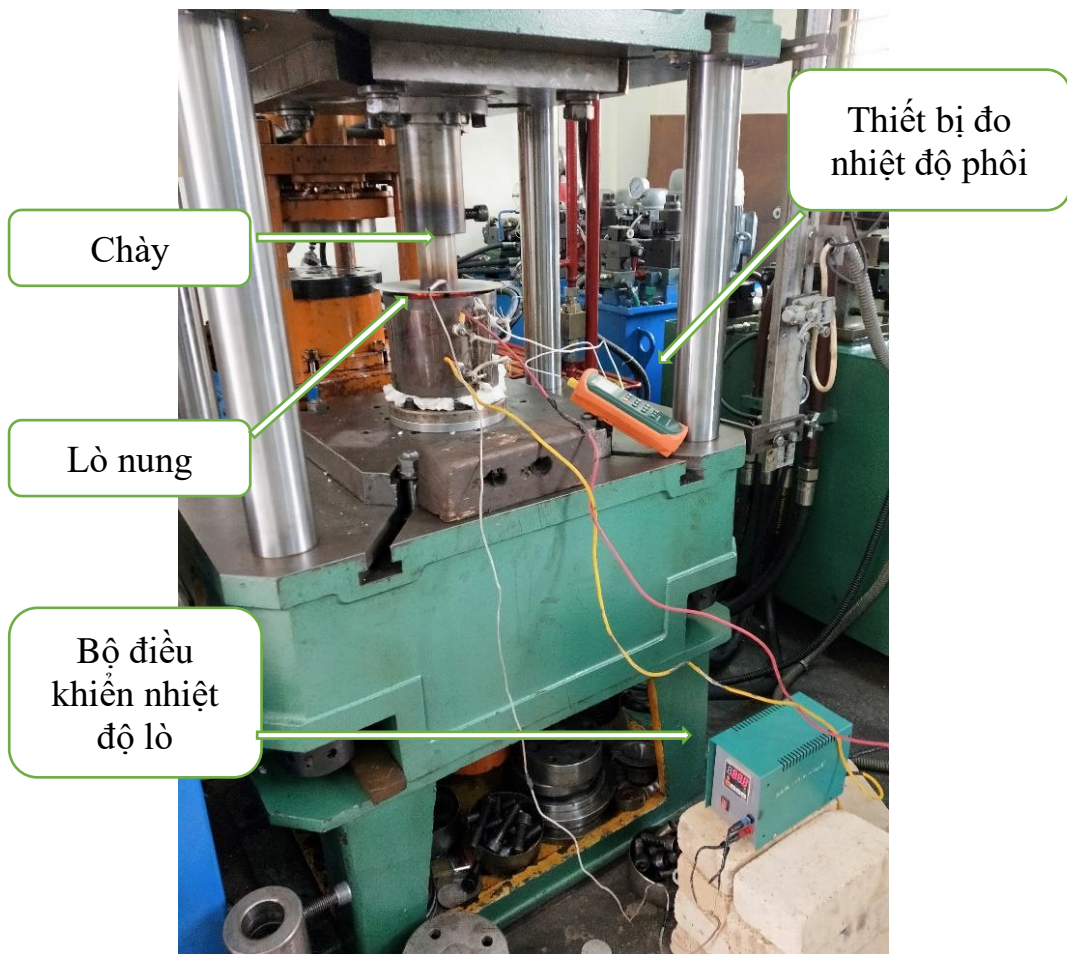
#### 4.1.3. Thiết bị và dụng cụ thực nghiệm

Căn cứ vào điều kiện trang thiết bị của phòng Thí nghiệm Gia công áp lực, Học viện Kỹ thuật quân sự, mô hình thực nghiệm được xây dựng như trên hình 4.2. Phôi tạo hình được đặt trên bề mặt của cối và được gia nhiệt bằng lò điện trở, nhiệt độ của phôi được kiểm tra bằng can nhiệt gắn vào trong phôi

(hình 4.3). Thực nghiệm ép chảy bán lỏng được thực hiện trên máy máy ép thủy lực METL YH32 100 tấn (hình 4.4).



Hình 4.2. Mô hình thực nghiệm tạo hình



Hình 4.3. Thiết bị thực nghiệm ép chảy bán lỏng



Hình 4.4. Máy ép thủy lực 100 T



Hình 4.5. Thiết bị thử kéo

#### 4.1.4. Xây dựng kế hoạch thực nghiệm

##### a) Các thông số công nghệ chính

Như đã trình bày trong chương 2, các thông số quan trọng ảnh hưởng đến quá trình tạo hình xúc biến của hợp kim bán lỏng gồm: nhiệt độ tạo hình, thời gian giữ nhiệt và vận tốc đầu ép. Ngoài ra, dựa trên các nghiên cứu [10], [64], [91] luận án đã xác định được các thông số công nghệ chính trong quá trình ép chảy bán lỏng gồm: Nhiệt độ tạo hình  $T$ , thời gian giữ nhiệt  $t$ , và vận tốc đầu ép  $v$ . Hai thông số đầu ra đánh giá cơ tính là giới hạn bền và độ giãn dài tương đối sản phẩm.

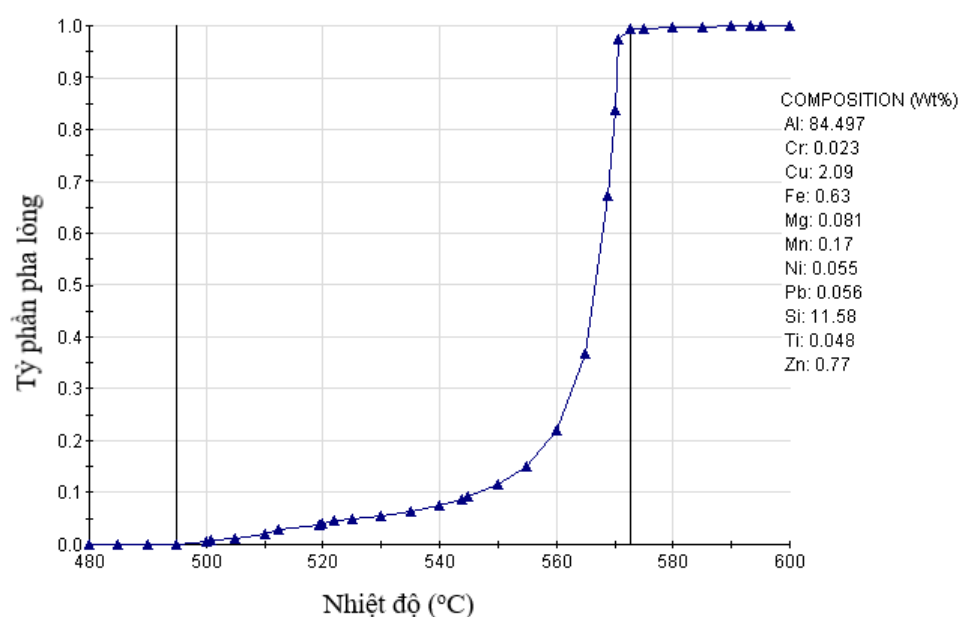
##### b) Lựa chọn khoảng biến thiên của các thông số

- Nhiệt độ tạo hình  $T$ : Như đã đề cập trong chương 2, nhiệt độ tạo hình là thông số quan trọng trong quá trình tạo hình xúc biến, nhiệt độ tạo hình quyết định tỷ phần pha lỏng trong quá trình tạo hình, là thông số ảnh hưởng trực tiếp đến độ nhót của hợp kim bán lỏng.

Khoảng nhiệt độ tạo hình là khoảng nhiệt độ ứng với tỷ phần pha lỏng được lựa chọn khi tạo hình, theo tài liệu [50], [76] khoảng nhiệt độ tạo hình xúc

biến là khoảng nhiệt độ tương ứng với tỷ phần pha lỏng từ 0,3 – 0,5. Theo mục 2.1.2c, khoảng nhiệt độ này cho phép nhỏ nhất là 6 °C [76], để thuận lợi cho tạo hình xúc biến khoảng nhiệt độ này nên lớn hơn 10 °C [50].

Căn cứ vào kết quả tính toán trong mục 3.3.3, nhiệt độ đường lỏng và nhiệt độ đường đặc của hợp kim nhôm ADC12 lần lượt là 577 °C và 545 °C. Khó xác định chính xác được tỷ phần pha lỏng bằng giản đồ do giản đồ pha xuất hiện vùng tồn tại cân bằng là vùng ba pha của  $\alpha$ -Al, Si và pha lỏng. Luận án sử dụng phần mềm Jmatpro 7.0.0 tính toán tỷ phần pha lỏng theo nhiệt độ cho hợp kim nhôm ADC12 (hình 4.6), kết quả tính toán cho thấy đường cong tỷ phần pha lỏng theo nhiệt độ khá dốc trong khoảng nhiệt độ từ 560 – 577 °C. Đây cũng là khó khăn trong quá trình tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm ADC12, do khoảng nhiệt độ tạo hình khá hẹp. Căn cứ vào đường cong tỷ phần pha lỏng, lựa chọn khoảng nhiệt độ tạo hình cho hợp kim nhôm ADC12 là 560 ÷ 568 °C khoảng nhiệt độ tạo hình là 8 °C tương ứng với tỷ phần pha lỏng từ 0,25 đến 0,5.



Hình 4.6. Tỷ phần pha lỏng theo nhiệt độ hợp kim nhôm ADC12

So sánh với kết quả tính toán của D. Liu và H. V. Atkinson [76] tính toán khoảng nhiệt độ gia công cho hợp kim A384 (ADC12) cũng cho kết quả tương đương, khoảng nhiệt độ tạo hình bán lỏng cho hợp kim A384 là 8 °C. Nghiên

cứu cũng tiến hành ép thử nghiệm để đánh giá khả năng tạo hình của hợp kim nhôm ADC12 với khoảng nhiệt độ lựa chọn trên.

- Thời gian giữ nhiệt  $t$ : được tính toán theo luật lập phương (phương trình 2.18), tham khảo tài liệu [107], ở tỷ phần pha lỏng  $f_l = 0,3$  hệ số  $k_c = 148 \mu\text{m}^3 \text{s}^{-1}$ , kích thước hạt ban đầu là  $48 \mu\text{m}$ , kích thước hạt tối đa cho phép là  $100 \mu\text{m}$ . Sử dụng phương trình Lifshitz–Slyozov–Wagner (LSW):  $R^3(t) - R^3(0) = k_c t$  [112] ( $R$  là kích thước hạt trung bình,  $R(0)$  là kích thước hạt ban đầu) tính toán được thời gian giữ nhiệt tối đa là 15 phút. Lựa chọn thời gian giữ nhiệt tối thiểu là 5 phút.

- Vận tốc đầu ép  $v$ : Vận tốc chày ép được lựa chọn theo thiết bị được sử dụng là máy ép thủy lực 100 tấn. Máy có ba tốc độ là tốc độ nhanh 15 mm/s, tốc độ chậm 9 mm/s và tốc độ thủy cơ 3 mm/s.

Như vậy, khoảng biến thiên của các yếu tố đầu vào được lựa chọn và xác định được trình bày trong bảng 4.1.

Bảng 4.1. Khoảng biến thiên của các yếu tố đầu vào

TT	Biến đầu vào	Khoảng biến thiên
1	Nhiệt độ tạo hình $T$ , [ $^{\circ}\text{C}$ ]	$560 \div 568$
2	Thời gian giữ nhiệt $t$ , [phút]	$5 \div 15$
3	Vận tốc đầu ép $v$ , [mm/s]	$3 \div 15$

### c) Xây dựng ma trận thực nghiệm

Trong nghiên cứu này, luận án sử dụng quy hoạch trực giao cấp một để xây dựng kế hoạch thực nghiệm. Khoảng biến thiên của các thông số thí nghiệm được cho trong bảng 4.2, ma trận thực nghiệm trong bảng 4.3.

Bảng 4.2. Các mức biến đổi và khoảng biến thiên trong các thí nghiệm

Các mức biến đổi của biến số	Các biến số mã hóa		
	$x_1$	$x_2$	$x_3$
Mức trên (+1)	568	15	15
Mức dưới (-1)	560	5	3
Khoảng biến thiên	8	10	12

Hàm mục tiêu giới hạn bền,  $\sigma_{bền}$  được mã hóa bằng hàm  $Y_1$  và độ giãn dài của sản phẩm  $\delta$  được mã hóa bằng hàm  $Y_2$  (%). Ma trận thực nghiệm được trình bày trong bảng 4.3.

Bảng 4.3. Bảng ma trận thực nghiệm

No	Nhiệt độ tạo hình: $x_1$	Thời gian giữ nhiệt: $x_2$	Tốc độ đầu ép: $x_3$	Giới hạn bền: $Y_1$	Độ giãn dài: $Y_2$
1	-	-	-		
2	+	-	-		
3	-	+	-		
4	+	+	-		
5	-	-	+		
6	+	-	+		
7	-	+	+		
8	+	+	+		
9	0	0	0		
10	0	0	0		
11	0	0	0		

Thông số hợp lý cho quá trình ép chảy bán lỏng xúc biến được xác định bằng phương pháp quy hoạch thực nghiệm sử dụng quy hoạch trực giao cấp một để thể hiện mối quan hệ này. Đa thức hồi quy cho  $n$  biến đầu vào có dạng như sau:

$$y = b_0 + \sum_{j=1}^3 b_j x_j + \sum_{i,j=1;i \neq j}^3 b_{ij} x_i x_j \quad (4.1)$$

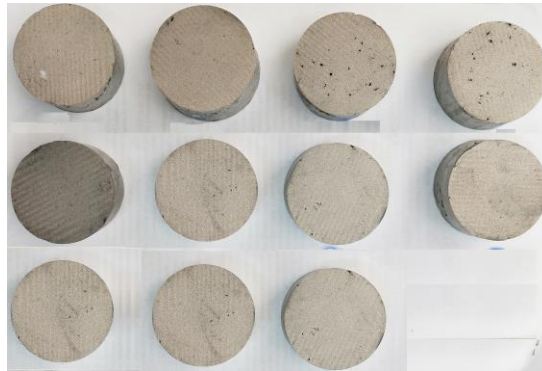
trong đó  $y$  là giá trị đáp ứng của thực nghiệm,  $b_0$  là hằng số. Còn  $b_i$ ,  $b_{ij}$  lần lượt là hệ số tuyến tính và hệ số kép của phương trình,  $x_i$  và  $x_j$  là các biến độc lập của thực nghiệm.

## 4.2. Thực nghiệm tạo hình ép chảy bán lỏng

### 4.2.1. Các bước tiến hành thực nghiệm

Trong thí nghiệm này, sử dụng phôi hợp kim nhôm ADC12 đã được chuẩn bị tổ chức, có kích thước  $\Phi 50 \times 20$  như trong hình 4.7.





Hình 4.7. Phôi sau khi đúc được cắt dây với kích thước  $\Phi 50 \times 20$

Hệ thống thiết bị thí nghiệm được trình bày trong hình 4.3 gồm: khuôn được làm từ thép SKD 61 (ASTM H13), đã nhiệt luyện đạt 55-60 HRC. Quá trình tạo hình không sử dụng chất bôi trơn. Một lò điện trở có công suất 1,5 kW được sử dụng để gia nhiệt cho khuôn và phôi. Để kiểm soát nhiệt độ nung của lò, can nhiệt kiểu K có đường kính 5 mm được gắn vào khoảng không giữa lò và khuôn. Nhiệt độ của phôi cũng được kiểm soát bởi can nhiệt kiểu K có đường kính 2,5 mm, lỗ của can điện được gia công đến đường kính 3 mm ở tâm của các phôi, nhiệt độ của phôi được kiểm soát bởi thiết bị đo nhiệt Thermometer EXTECH, khi phôi đạt được nhiệt độ ép, giữ nhiệt ở khoảng thời gian  $t$ , sau đó tiến hành ép bằng máy ép thủy lực 100 tấn YH32.

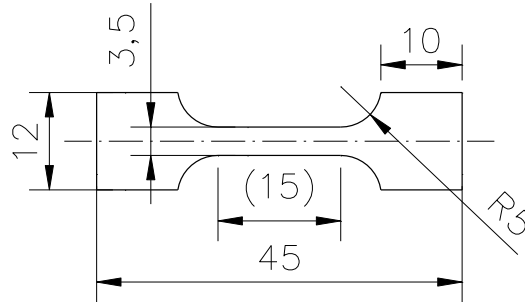
#### ***4.2.2. Sản phẩm ép và kết quả thử kéo***

Thí nghiệm được thực hiện theo bảng ma trận thực nghiệm đã được xây dựng như trong bảng 4.3 với 3 thí nghiệm ở tâm. Các sản phẩm tạo hình được trình bày trong hình 4.8.



Hình 4.8. Sản phẩm tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm ADC12

Từ các sản phẩm thu được, đã lựa chọn phương án gia công mẫu kéo theo TCVN 197-1:2014, chiều dày mẫu 2 mm như hình 4.9. Thử kéo được thực hiện trên thiết bị thử kéo MST Landmark 810 (hình 4.11). Kết quả thử kéo xác định giới hạn bền và độ giãn dài tương đối được thể hiện trên hình 4.12 và bảng 4.4.



Hình 4.9. Kích thước phôi thử kéo theo TCVN 197-1:2014

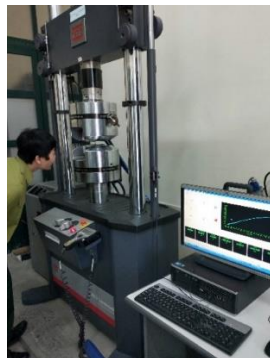


a)

b)

Hình 4.10. Sản phẩm sau khi ép và mẫu thử kéo

a) sản phẩm thí nghiệm N<sup>02</sup>, b) mẫu cắt từ các sản phẩm thực nghiệm



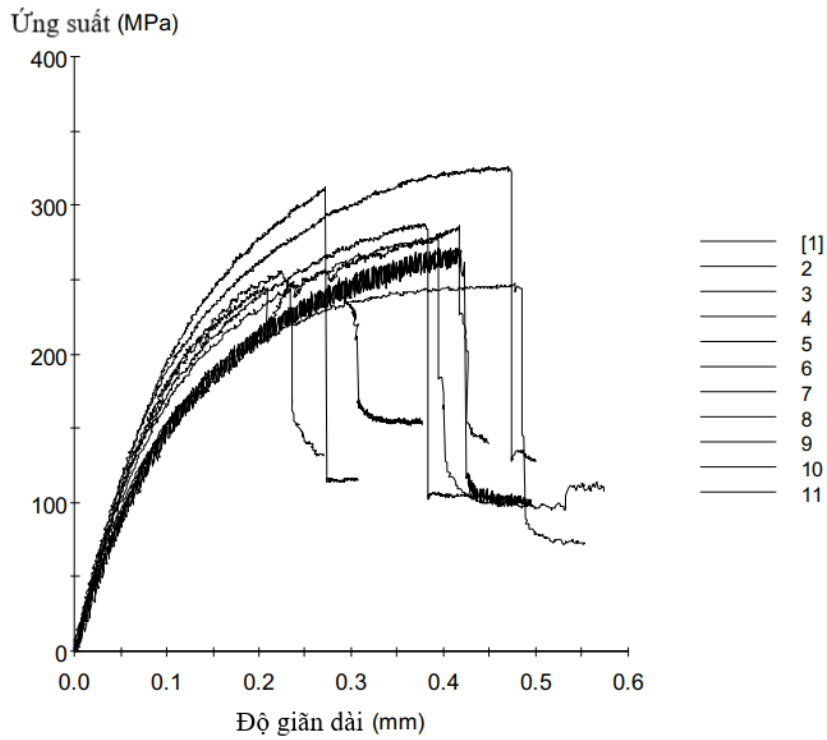
a)



b)

Hình 4.11. Thử kéo (a) và mẫu thử kéo (b)





Hình 4.12. Các đường cong thử kéo

Bảng 4.4. Bảng kết quả thực nghiệm

Thứ tự	Tham số thực nghiệm			Kết quả thực nghiệm	
	$x_1$ : Nhiệt độ tạo hình (°C)	$x_2$ : Thời gian giữ nhiệt (phút)	$x_3$ : Vận tốc đầu ép (mm/s)	$Y_1$ : Giới hạn bền (MPa)	$Y_2$ : Độ giãn dài tương đối ( $\delta$ , %)
1	-1	-1	-1	304	3,0
2	1	-1	-1	248	2,0
3	-1	1	-1	287	2,3
4	1	1	-1	277	2,5
5	-1	-1	1	311	3,3
6	1	-1	1	254	1,6
7	-1	1	1	305	3,2
8	1	1	1	285	2,3
9	0	0	0	288	2,4
10	0	0	0	287	2,3
11	0	0	0	285	2,4

### 4.3. Tính toán kết quả thực nghiệm tạo hình

#### 4.3.1. Xác định hàm hồi quy thực nghiệm

Sử dụng phần mềm Design expert 11.1.0.1 để tính toán, xác định được phương trình hồi quy cho giới hạn bền  $Y_1$  và độ giãn dài tương đối của sản phẩm  $Y_2$  được thể hiện trong phương trình (4.2) và (4.3) dưới đây:

$$Y_1 = 283,88 - 17,87x_1 + 4,63x_2 + 4,88x_3 + 10,38x_1x_2 \quad (4.2)$$

$$Y_2 = 2,53 - 0,425x_1 + 0,25x_1x_2 - 0,225x_1x_3 \quad (4.3)$$

Phân tích ANOVA được sử dụng để xác định mức độ đầy đủ và ý nghĩa của mô hình. Ngoài ra, để đánh giá ảnh hưởng của sự không tương hợp (lack of fit) đối với mô hình và ý nghĩa của hệ số trong mô hình. Phân tích ANOVA cho các thông số của mô hình giới hạn bền và độ giãn dài tương đối được mô tả trong Bảng 4.5 và 4.6. Các giá trị của F lần lượt là 92,53 và 27,38 đối với giới hạn bền và độ giãn dài cho thấy mô hình là có ý nghĩa. Chỉ có 0,01 % khả năng giá trị F trong mô hình hồi quy cho giới hạn bền có thể xảy ra do nhiễu. Trong khi đó với độ giãn dài tương đối là 0,07 % giá trị F có thể gây nhiễu đối với độ giãn dài tương đối. Trong cả hai mô hình, ảnh hưởng của nhiệt độ tạo hình chiếm một giá trị đáng kể, trong mô hình giới hạn bền, ảnh hưởng của nhiệt độ là 65,6 % và trong mô hình độ giãn dài giá trị này là 56,1 %. Trong mô hình giới hạn bền, ảnh hưởng của thời gian giữ nhiệt và vận tốc khá cân bằng, nhỏ hơn 5 %, trong khi đó trong mô hình độ giãn dài tương đối hai biến này không xuất hiện. Trong các mô hình này, giá trị của hệ số xác định  $R^2$  và hệ số xác định điều chỉnh (Adjusted  $R^2$ ) đều lớn hơn hoặc bằng 90 %, điều này cho thấy rằng các mô hình được tìm thấy có ý nghĩa thống kê, (Trong mô hình giới hạn bền  $R^2 = 0,98$  nghĩa là 98 % tổng số biến thiên quan sát được trong mô hình này. Còn trong mô hình độ giãn dài tương đối giá trị của  $R^2 = 0,93$ . Trong cả hai mô hình giá trị Adeq Precision đo tỷ lệ tín hiệu trên nhiễu. Tỷ lệ này lớn hơn 4 cho thấy tín hiệu khẳng định ý nghĩa thống kê của mô hình thu được [93]).

Bảng 4.5. Phân tích ANOVA cho giới hạn bền

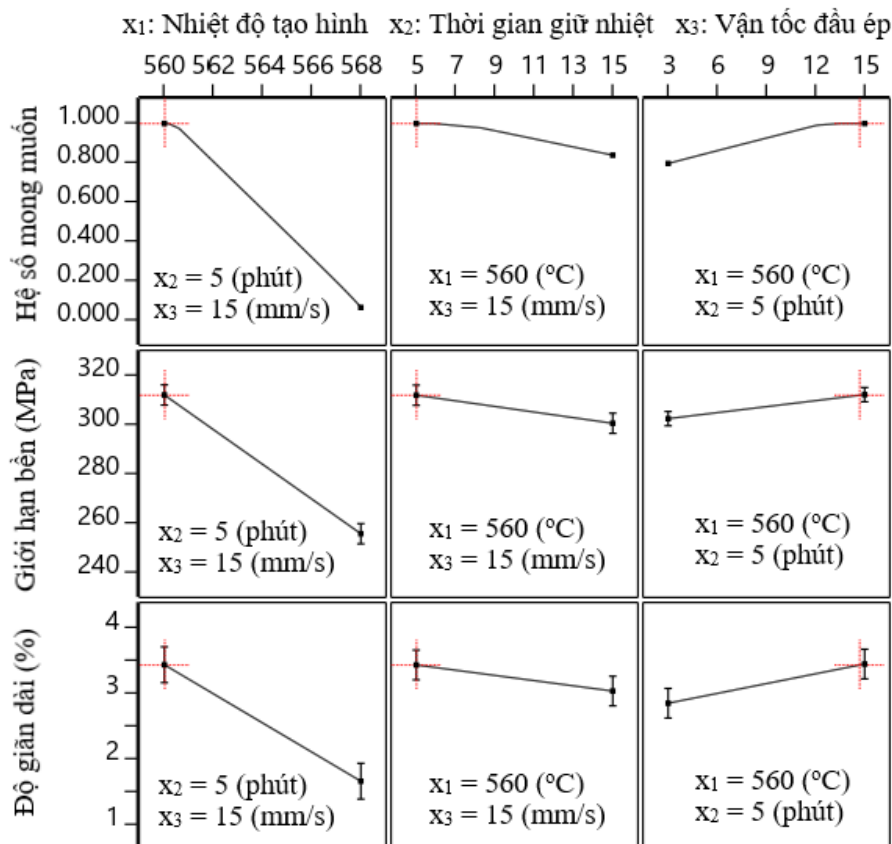
Nguồn biến thiên	Tổng bình phương	Bậc tự do	Bình phương trung bình	Giá trị F	Giá trị P	Mức ảnh hưởng %
Mô hình	3778,50	4	944,63	92,53	< 0,0001	Tương hợp
x <sub>1</sub>	2556,12	1	2556,12	250,40	< 0,0001	66,5%
x <sub>2</sub>	171,13	1	171,13	16,76	0,0094	4,4%
x <sub>3</sub>	190,13	1	190,13	18,62	0,0076	4,9%
x <sub>1</sub> x <sub>2</sub>	861,13	1	861,13	84,36	0,0003	22,4%
Curvature	17,00	1	17,00	1,67	0,2533	
Residual	51,04	5	10,21			
Lack of Fit	46,37	3	15,46	6,62	0,1340	K.tương hợp
Pure Error	4,67	2	2,33			
Cor Total	3846.55	10				
Hệ số R <sup>2</sup>	0,9867					
Adjusted R <sup>2</sup>	0,9760					
Predicted R <sup>2</sup>	0,9111					
Adeq Precision	28,0756					

Bảng 4.6. Phân tích ANOVA cho độ giãn dài tương đối

Nguồn biến thiên	Tổng bình phương	Bậc tự do	Bình phương trung bình	Giá trị F	Giá trị P	Mức ảnh hưởng %
Mô hình	2,35	3	0,7833	27,38	0,0007	Tương hợp
x <sub>1</sub>	1,44	1	1,44	50,50	0,0004	56,1%
x <sub>1</sub> x <sub>2</sub>	0,5000	1	0,5000	17,48	0,0058	19,4%
x <sub>1</sub> x <sub>3</sub>	0,4050	1	0,4050	14,16	0,0094	15,7%
Curvature	0,0547	1	0,0547	1,91	0,2160	
Residual	0,1717	6	0,0286			
Lack of Fit	0,1650	4	0,0413	12,37	0,0762	K.tương hợp
Pure Error	0,0067	2	0,0033			
Cor Total	2,58	10				
R <sup>2</sup>	0,9319					
Adjusted R <sup>2</sup>	0,8979					
Predicted R <sup>2</sup>	0,7323					
Adeq Precision	15,7840					

### 4.3.2. Ảnh hưởng của các thông số đến cơ tính của sản phẩm

Ảnh hưởng của các thông số công nghệ đến giới hạn bền và độ giãn dài của chi tiết được thể hiện trong hình 4.13. Theo kết quả tính toán trong mục 4.3.1, nhiệt độ tạo hình là thông số có ảnh hưởng lớn nhất đến hai yếu tố đầu ra này. Tăng nhiệt độ tạo hình đều làm giảm độ bền và độ giãn dài của các chi tiết vì nhiệt độ tạo hình ảnh hưởng trực tiếp đến tỷ phần pha lỏng của phối, nhiệt độ tạo hình cao tỷ phần pha lỏng lớn làm cho tỷ phần pha cùng tinh (eutectic) cao trong sản phẩm, pha cùng tinh cứng và giòn làm giảm độ bền và độ giãn dài của sản phẩm khi làm nguội. Nếu nhiệt độ quá thấp, tỷ phần pha rắn cao, độ linh động của pha  $\alpha$ -Al giảm xuống dẫn đến thiên tích rắn lỏng gia tăng, những phần thành mỏng của chi tiết sẽ chủ yếu được điền đầy bởi pha eutectic, làm giảm cơ tính của sản phẩm tại vị trí này. Ảnh hưởng của hai biến còn lại nhỏ hơn và khá cân bằng. Tăng thời gian giữ nhiệt làm giảm giới hạn bền và độ giãn dài trong khi vận tốc tạo hình lại có tác động ngược lại.



Hình 4.13. Ảnh hưởng của các thông số đến giới hạn bền và độ giãn dài

### 4.3.3. Thông số công nghệ tối ưu

Tính năng tối ưu hóa hàm mục tiêu được sử dụng cho tất cả các yếu tố đầu ra. Quá trình tối ưu hóa là tìm ra các giá trị hợp lý của các thông số tạo hình, để thu được giá trị giới hạn bền và độ giãn dài tương đối trong quá trình ép chảy bán lỏng là lớn nhất. Giá trị tối ưu được lựa chọn khi hàm mục tiêu có giá trị lớn nhất (bảng 4.7) như sau: nhiệt độ tạo hình (560 °C) thời gian giữ nhiệt (5 phút) và tốc độ ép (15 mm/s).

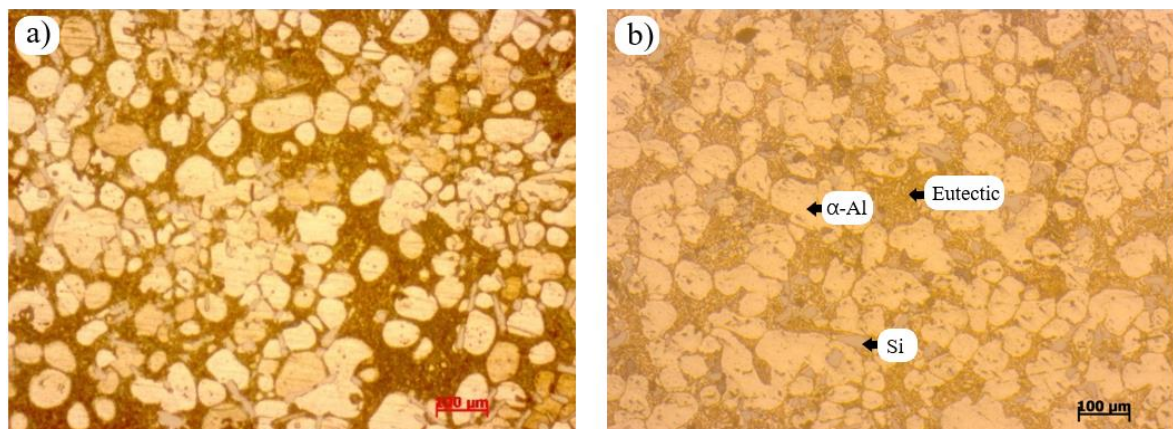
Bảng 4.7. Tối ưu hoá giá trị thực nghiệm

No	Nhiệt độ tạo hình	Thời gian giữ nhiệt	Vận tốc đầu ép	Giới hạn bền (Mpa)	Độ giãn dài tương đối (%)	Hàm mục tiêu	
1	560,068	5,151	14,833	311,437	3,391	1,000	Lựa chọn
2	560,109	5,055	14,844	311,163	3,384	0,986	

## 4.4. Khảo sát sự đồng đều về tổ chức tế vi và cơ tính của sản phẩm

### 4.4.1. Tổ chức tế vi của vật liệu sau quá trình tạo hình bán lỏng

Tổ chức tế vi của phôi sau khi ép bán lỏng ảnh hưởng trực tiếp đến cơ tính của sản phẩm. Vì vậy, sau khi ép chảy bán lỏng vẫn giữ được tổ chức vi mô cầu hoá giúp nâng cao cơ tính sản phẩm. Luận án đã tiến hành khảo sát tổ chức tế vi của phôi và sản phẩm sau khi tạo hình bán lỏng nhằm đánh giá sự thay đổi tổ chức của hợp kim nhôm ADC12 sau tạo hình. Sau khi ép lấy mẫu để kiểm tra tổ chức tế của chi tiết thể hiện trên hình 4.14.

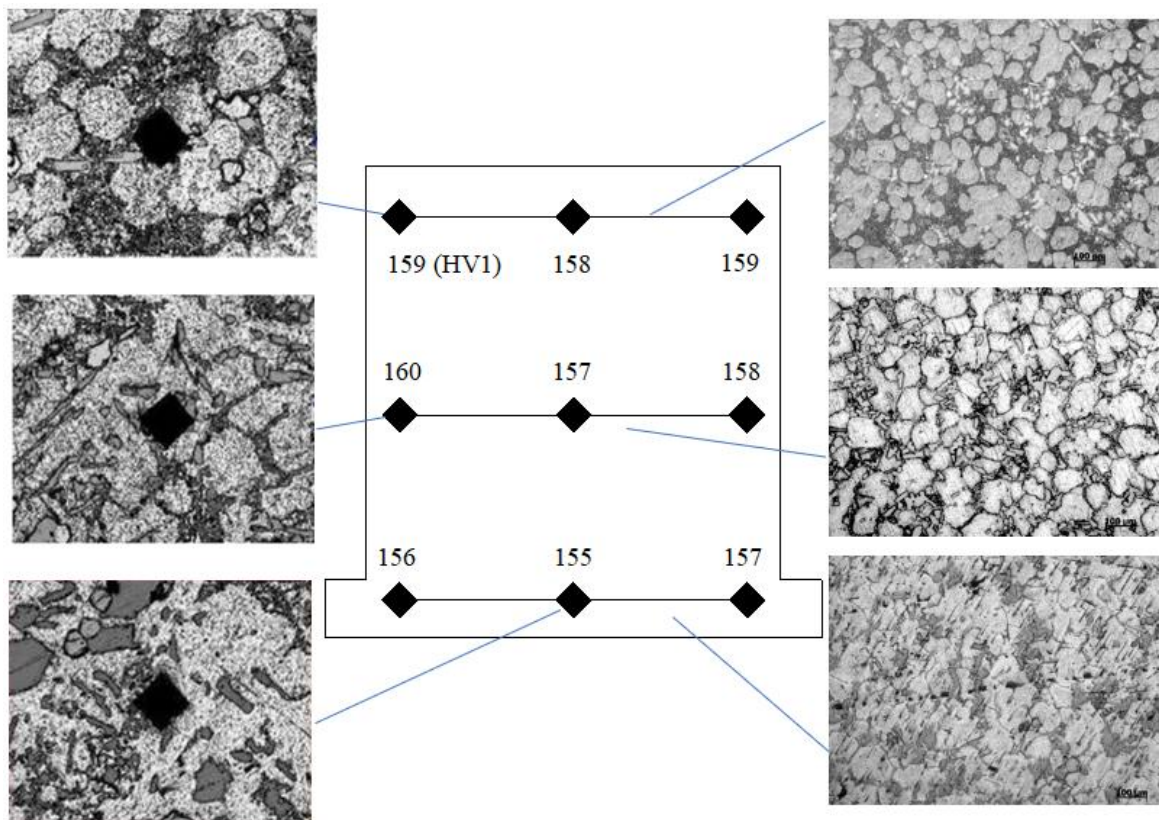


Hình 4.14. Tổ chức tế vi của phôi và chi tiết ép No5 (x50)

(a) Phôi được chuẩn bị tổ chức (b) Chi tiết ép chảy (với  $T = 568\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 5$  phút,  $v = 15\text{ mm/s}$ )

Hình 4.14 thể hiện tổ chức của phôi trước khi ép (a) và sau khi ép (b). Tổ chức tế vi của chi tiết sau khi ép là tổ chức dạng cầu tương đối đồng đều trong các chi tiết ép thu được. Sau khi ép chi tiết vẫn giữ được tổ chức dạng cầu của các hạt  $\alpha$ -Al.

Khảo sát sự đồng đều về tổ chức và cơ tính trên chi tiết ép, đã cắt đôi chi tiết ép, đo độ cứng Vicker (HV1) và tổ chức trên các vùng khác nhau của chi tiết (hình 4.15). Độ cứng tế vi và tổ chức của chi tiết ép khá đồng đều trên toàn bộ chi tiết, chênh lệch độ cứng tế vi giữa các phần khác nhau của chi tiết khoảng 5%, điều này khẳng định cơ tính chi tiết ép là đồng đều. Hình 4.15 thể hiện tổ chức tế vi tại các phần khác nhau của chi tiết ép, qua sự thay đổi tổ chức vi mô của chi tiết ép có thể khẳng định rằng có sự thiên tích pha lỏng trong quá trình ép. Tỷ phần pha lỏng được tập trung nhiều nhất vào phần đầu của chi tiết khi ép.



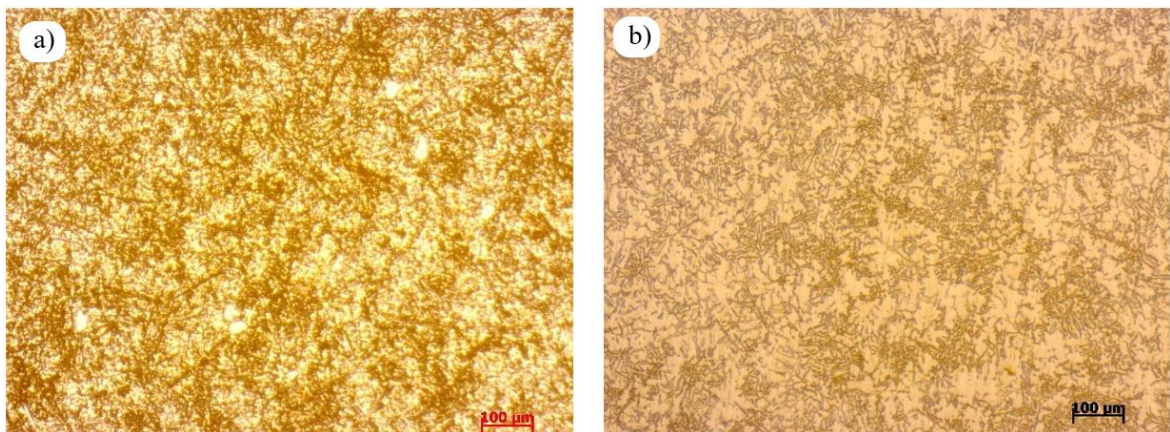
Hình 4.15. Tổ chức và độ cứng tế vi tại các vùng khác nhau của chi tiết ép  
với  $T = 560\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 5\text{ phút}$ ,  $v = 15\text{ mm/s}$



Để đánh giá sự khác biệt giữa phôi đã qua chuẩn bị tổ chức và phôi không qua chuẩn bị tổ chức, đã tiến hành cắt phôi chưa qua chuẩn bị tổ chức như trên hình 4.16, tổ chức của phôi được chụp trên kính hiển vi quang học thể hiện trên hình 4.17a, phôi sau khi ép cũng được chụp ảnh tổ chức tế vi, kết quả cho ở hình 4.17b. Rõ ràng nếu phôi không được chuẩn bị tổ chức thì các hạt  $\alpha$ -Al thu được ở dạng nhánh cây, phân bố trong toàn bộ thể tích sản phẩm sau khi được tạo hình trong cùng điều kiện công nghệ như các phôi đã được chuẩn bị tổ chức.



Hình 4.16. Phôi đúc cắt dây cho ép chảy bán lỏng

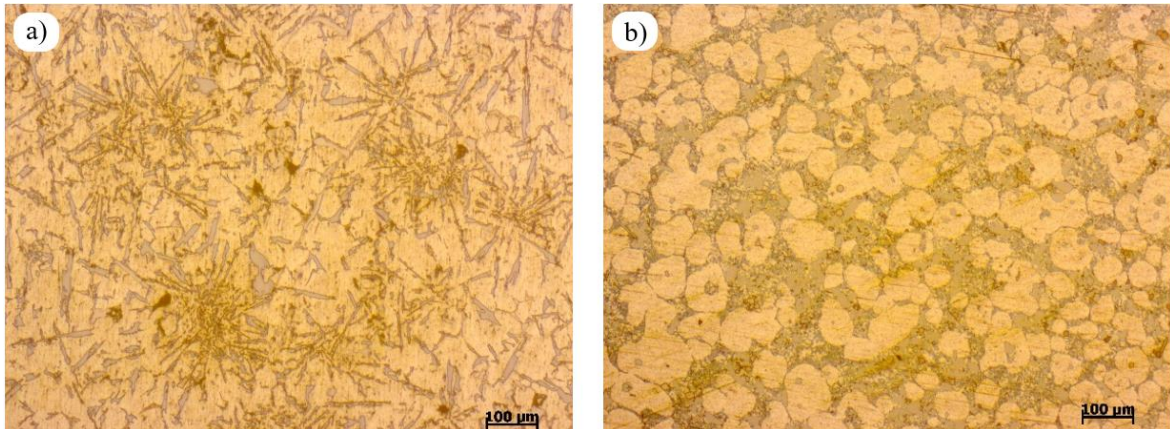


Hình 4.17. Tổ chức tế vi của phôi và chi tiết ép (x50)

(a) Phôi ép từ phôi đúc được mua về từ công ty Chiến Thắng

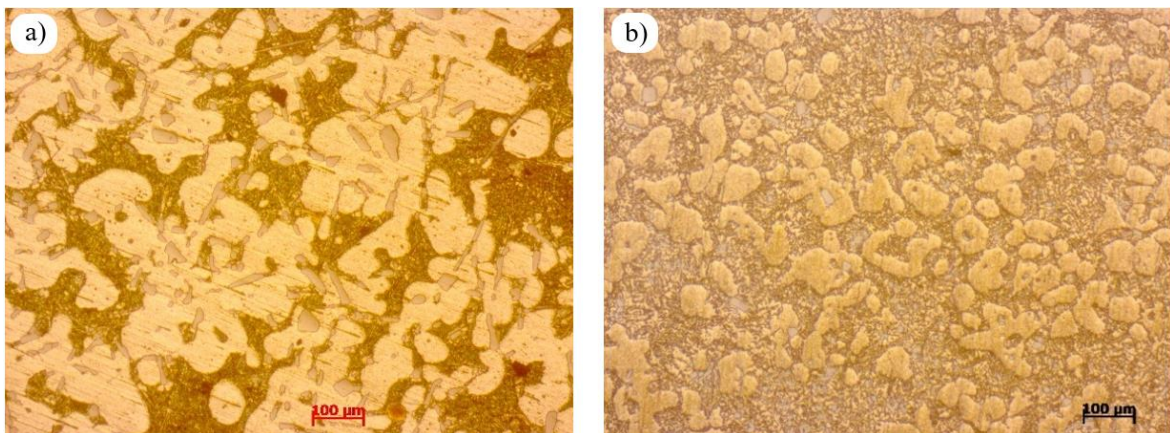
(b) Chi tiết ép (với  $T = 560\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 20\text{ phút}$ ,  $v = 15\text{ mm/s}$ )

Đã nghiên cứu thử nghiệm với các phôi được chuẩn bị tổ chức trong điều kiện khác nhau, một số kết quả cho trong hình 4.18 và 4.19.



Hình 4.18. Tổ chức tế vi của phôi và chi tiết ép (x50)

(a) Phôi được chuẩn bị tổ chức  $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $l = 300\text{ mm}$ ,  $\alpha = 65^{\circ}$  không sử dụng lò giữ nhiệt, (b) Chi tiết ép (với  $T_{bd} = 560\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 5\text{ phút}$ ,  $v = 15\text{ mm/s}$ )



Hình 4.19. Tổ chức tế vi phôi rót đúc trực tiếp và chi tiết ép

(a) Phôi rót đúc không qua máng nghiêng ở nhiệt độ rót  $580\text{ }^{\circ}\text{C}$  (x100)

(b) Chi tiết ép (với  $T = 560\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 5\text{ phút}$ ,  $v = 15\text{ mm/s}$ ) (x50)

### Nhận xét

Căn cứ vào các ảnh tổ chức tế vi của các sản phẩm sau tạo hình bán lỏng nhận thấy:

Đã tạo được tổ chức vi mô cầu hoá cho chi tiết sau khi ép chảy bán lỏng, chi tiết ép có tổ chức cầu hoá tương đối đồng đều trên toàn bộ thể tích. Phôi ép được sử dụng là phôi với chế độ công nghệ tối ưu đã được tìm ra trong chương 3.

Phôi chưa qua chuẩn bị tổ chức tiến hành ép, không thu được tổ chức cầu hoá trên chi tiết ép, mặc dù chế độ công nghệ tương tự như đối với phôi ép đã



được chuẩn bị tổ chức, khẳng định vai trò của việc chuẩn bị tổ chức bằng máng máng nghiêng cho phôi.

Số lượng hạt  $\alpha$ -Al trong phôi ảnh hưởng trực tiếp đến số lượng hạt  $\alpha$ -Al chi tiết ép. Trên hình 4.18a, b số lượng các hạt  $\alpha$ -Al là khá nhiều giúp tạo ra một số lượng lớn các hạt  $\alpha$ -Al trong chi tiết thành phẩm. Như trên hình 4.19a cho thấy, phôi không qua chuẩn bị tổ chức bằng phương pháp máng máng nghiêng mà sử dụng phương pháp đúc gần đường lòng thì tổ chức của phôi thu được với số lượng hạt  $\alpha$ -Al ít hơn, khi tạo hình thu được tổ chức trên hình 4.19b với hạt  $\alpha$ -Al có độ cầu hoá thấp hơn và số lượng ít hơn so với tổ chức phôi được chuẩn bị tổ chức bằng phương pháp máng máng nghiêng.

Không cần thiết sử dụng lò giữ nhiệt để gia nhiệt và giữ nhiệt cho cốc hứng. Vì đối với phôi không sử dụng lò giữ nhiệt như trên hình 4.18 cũng cho tổ chức phôi ép cầu hoá với số lượng  $\alpha$ -Al lớn.

#### 4.4.2. Kết quả thử cơ tính của chi tiết sau khi tạo hình

Bảng 4.8 trình bày kết quả thử cơ tính của chi tiết ép chảy từ hợp kim nhôm ADC12. Dữ liệu tham khảo được lấy từ tiêu chuẩn công nghiệp Nhật Bản JIS H5302 2000 [7] và một số tài liệu khác [88].

Bảng 4.8. Cơ tính của hợp kim nhôm ADC12 và tương đương

TT	Công nghệ sản xuất	Vật liệu	Cơ tính		
			Giới hạn bền, MPa	Giới hạn chảy, MPa	$\delta$ , %
1	Đúc khuôn kim loại [7]	ADC12	228	154	1,4
2	Đúc khuôn kim loại [102]	AJ125	220	220	0,5
3	Dập lỏng (P = 150 MPa) [102]	AJ125	250	240	0,85
4	Cơ tính chi tiết chảy bán lỏng	ADC12	283	251	3,3

Kết quả cho thấy giới hạn bền của chi tiết tạo hình bằng phương pháp ép chảy bán lỏng tăng 24 % và độ giãn dài của chi tiết tăng 135 % so với giới hạn bền và độ giãn dài của chi tiết được tạo hình bằng phương pháp đúc thông

thường. Hiện tượng này có thể giải thích như sau, khi tạo hình bán lỏng tổ chức tế vi của hợp kim nhôm ADC 12 được thay thế từ tổ chức tế vi nhánh cây sang tổ chức tế vi dạng cầu. Việc thay đổi tổ chức tế vi của hợp kim nhôm ADC 12 đã làm thay đổi đáng kể cơ tính của vật liệu giúp vật liệu tăng được cả giới hạn bền và độ giãn dài tương đối.

#### **4.5. Kết luận**

Luận án đã tiến hành thực nghiệm tạo hình bán lỏng chi tiết có thành mỏng từ hợp kim nhôm ADC12 trên cơ sở phương pháp QHTN. Các kết quả thực nghiệm đã được phân tích, đánh giá khẳng định:

- Tạo hình bán lỏng thành công chi tiết thành mỏng từ hợp kim nhôm ADC12 bằng phương pháp ép chảy bán lỏng.

- Các phương trình hồi quy được xây dựng đã xác định mối quan hệ giữa: nhiệt độ tạo hình (T), thời gian giữ nhiệt (t), vận tốc đầu ép (v) và hàm mục tiêu giới hạn bền và độ giãn dài của sản phẩm. Nhiệt độ tạo hình là thông số ảnh hưởng lớn nhất đến giới hạn bền và độ giãn dài của sản phẩm, khi tăng nhiệt độ tạo hình giới hạn bền và độ giãn dài đều có xu hướng giảm. Hai thông số còn lại thời gian giữ nhiệt và vận tốc đầu ép có mức độ ảnh hưởng tương đối nhỏ (khoảng 5%) đến hai tham số đầu ra trên.

Các kết quả nghiên cứu có thể giúp các nhà thiết kế công nghệ xác định được các quy luật tác động tương hỗ, mức độ ảnh hưởng của các yếu tố công nghệ khi tạo hình bán lỏng các chi tiết có hình dạng phức tạp. Từ đó khuyến cáo lựa chọn bộ thông số công nghệ hợp lý trong quá trình thiết kế công nghệ và thực tế sản xuất, góp phần giảm thời gian thiết kế, thử nghiệm, nâng cao năng suất và chất lượng sản phẩm.

## KẾT LUẬN VÀ HƯỚNG PHÁT TRIỂN CỦA LUẬN ÁN

### 1. Kết quả luận án

Luận án đã được hoàn thành theo đúng mục tiêu đề ra với các kết quả nghiên cứu chính như sau:

- Nghiên cứu đã khẳng định có thể sử dụng công nghệ tạo hình bán lỏng cho hợp kim nhôm ADC12 (có vùng đông đặc hẹp). Ngoài ra, việc áp dụng công nghệ tạo hình bán lỏng giúp tăng độ giãn dài và giới hạn bền của hợp kim nhôm ADC12 trong quá trình tạo hình bán lỏng nhưng vẫn duy trì các đặc tính cơ học khác, giúp cải thiện cơ tính chi tiết thành phẩm.

- Luận án đã xây dựng mô hình thực nghiệm rót đúc trên máng nghiêng, đã tiến hành đánh giá xác định khoảng nhiệt độ đông đặc của hợp kim nhôm ADC12 làm cơ sở cho việc xác định khoảng biến thiên của các thông số công nghệ cho quá trình rót đúc trên máng cũng như quá trình ép chảy bán lỏng.

- Dựa trên phương pháp quy hoạch thực nghiệm đã tiến hành thực nghiệm rót đúc trên máng nghiêng hợp kim nhôm ADC12, xác định ảnh hưởng của các thông số công nghệ chính như: nhiệt độ rót, chiều dài máng nghiêng và góc nghiêng của máng đến tổ chức tế vi thu được. Kết thực nghiệm cho thấy phiêu thu được có tổ chức tế vi dạng cầu, đã xây dựng được phương trình hồi quy mô tả ảnh hưởng của các thông số công nghệ chính đến hai thông số đầu ra là kích thước hạt trung bình và hệ số hình dạng. Trên cơ sở đó, đã xác định được thông số công nghệ tối ưu khi chuẩn bị tổ chức bán lỏng hợp kim nhôm ADC12 bằng phương pháp máng nghiêng là: nhiệt độ rót ở 580 °C, chiều dài máng  $L = 300$  mm và góc nghiêng của máng  $\alpha = 65^\circ$ , khi đó thu được tổ chức tế vi dạng cầu có kích thước hạt trung bình  $d = 48 \mu\text{m}$ , hệ số hình dạng  $S_f = 0,82$ .

- Đã xây dựng mô hình thực nghiệm ép chảy bán lỏng hợp kim nhôm ADC12 chi tiết có thành mỏng, trên cơ sở trang thiết bị hiện có của Bộ môn Gia công áp lực, HVKTQS; đã xác định khoảng biến thiên của các thông số công nghệ trong quá trình ép chảy xúc biến hợp kim nhôm ADC12.

- Đã tiến hành thực nghiệm ép chảy bán lỏng hợp kim nhôm ADC12 trên mô hình thực nghiệm ép chảy bán lỏng và phương pháp quy hoạch thực nghiệm, khảo sát ảnh hưởng của các thông số công nghệ chính như: nhiệt độ tạo hình,

thời gian giữ nhiệt và tốc độ đầu ép đến tổ chức tế vi và cơ tính của hợp kim nhôm ADC12. Kết quả thực nghiệm cho thấy, có thể tạo hình được chi tiết có hình dạng phức tạp, thành mỏng bằng phương pháp ép chảy bán lỏng, sản phẩm thu được có tổ chức tế vi và cơ tính đồng đều trong toàn bộ thể tích sản phẩm. Tổ chức tế vi sau tạo hình có dạng cầu rõ rệt so với phôi phôi sau khi được chuẩn bị tổ chức. Cơ tính của sản phẩm được nâng cao so với các phương pháp đúc thông thường (giới hạn bền 283 Mpa, độ giãn dài tương đối là 3,3 %). Trên cơ sở quy hoạch thực nghiệm, đã xây dựng được phương trình hồi quy đánh giá ảnh hưởng của các thông số công nghệ chính đến cơ tính của sản phẩm sau khi ép chảy bán lỏng, đồng thời xác định được thông số công nghệ tối ưu cho quá trình ép chảy bán lỏng như sau: nhiệt độ tạo hình (560 °C) thời gian giữ nhiệt (5 phút) và tốc độ ép (15 mm/s).

Các kết quả nghiên cứu của luận án là những đóng góp cụ thể và thiết thực trong việc nghiên cứu công nghệ tạo hình bán lỏng hợp kim nhôm ADC12, đồng thời là cơ sở cho việc tính toán, thiết kế và ứng dụng công nghệ tiên tiến này vào thực tế sản xuất công nghiệp.

## **2. Hướng phát triển của đề tài**

- Phát triển hệ thống trang thiết bị thực nghiệm tạo hình bán lỏng theo hướng nâng cao khả năng tạo hình các vật liệu khó biến dạng, có độ bền cao.

- Nghiên cứu xây dựng mô hình ứng xử cho vật liệu xúc biến ở trạng thái bán lỏng, nhận dạng mô hình cho hợp kim nhôm ADC12 làm cơ sở để tiến hành mô phỏng quá trình tạo hình bằng các phần mềm ANSYS, Flow 3D Cast, Magma soft v.v...

- Tính toán bài toán rót đúc trên máng nghiêng cho trường hợp chảy rôi và mô phỏng bài toán rót đúc này.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số hình học khuôn, ma sát tiếp xúc và một số yếu tố công nghệ khác khi tạo hình bán lỏng chi các chi tiết có kích thước lớn với nhiều thành mỏng và chiều dày thành nhỏ.

## DANH MỤC CÁC CÔNG TRÌNH ĐÃ CÔNG BỐ

1. Nguyen Anh Tuan, Dao Van Luu, Lai Dang Giang (2020); Effect of processing parameters on the thixotropic semi-solid microstructure of ADC12 aluminium cast alloy by cooling slope, *Tuyển tập báo cáo hội nghị 45 năm Viện Hàn lâm Khoa học và công nghệ Việt Nam*, trang 355 - 362, ISBN: 978-604-9985-06-5.
2. Lai Dang Giang, Nguyen Anh Tuan, Dao Van Luu, Nguyen Vinh Du and Nguyen Manh Tien (2021); Optimization of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of ADC12 Alloy Aptomat Contact Fabricated by Thixoextrusion, *The 1st International Electronic Conference on Metallurgy and Metals - IEC2M 2021, Mater. Proc.* vol. 3, no. 1, p. 29, doi: <https://doi.org/10.3390/IEC2M-09240>. ISSN 2673 – 4605.
3. Nguyen Anh Tuan, Dao Van Luu, Lai Dang Giang (2021); Optimization of Processing Parameters of Primary Phase Particle Size of Cooling Slope Process for Semi-solid Casting of ADC 12 Al Alloy, *Structural Health Monitoring and Engineering Structures. Lecture Notes in Civil Engineering*, vol 148. Springer, Singapore. pp 49-61, doi: [https://doi.org/10.1007/978-981-16-0945-9\\_4](https://doi.org/10.1007/978-981-16-0945-9_4) (SCOPUS).
4. Tuan Nguyen Anh, Giang Lai Dang, Van Luu Dao (2021), Muti object prediction and optimization process parameters in cooling slope using Taguchi-grey relational analysis, *Modern Mechanics and Applications. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Springer, Singapore. pp 811-822, [https://doi.org/10.1007/978-981-16-3239-6\\_62](https://doi.org/10.1007/978-981-16-3239-6_62) (SCOPUS).
5. Lại Đăng Giang, Đào Văn Lưu, Nguyễn Anh Tuấn, Nguyễn Hồng Phong, Đặng Văn Thức, Hoàng Tú (2022), Nghiên cứu sự thay đổi tổ chức tế vi của hợp kim nhôm ADC12 trong quá trình đúc lưu biến, *Journal of Science and Technique*, vol 17, No. 2, trang 34 - 44, ISSN: 1859-0209.

## TÀI LIỆU THAM KHẢO

### Tiếng Việt

1. Nguyễn Trường An, Lại Đăng Giang, Trần Đức Hoàn (2020), Giáo trình quy hoạch thực nghiệm và xử lý số liệu trong kỹ thuật, Học viện kỹ thuật Quân sự, Hà Nội.
2. Nguyễn Vinh Dự (2018), Tối ưu hóa quá trình nung cảm ứng trong kỹ thuật tạo hình vật liệu ở trạng thái bán lỏng hệ hợp kim nhôm, LATS, Trường Đại học Bách Khoa TP.HCM.
3. Đỗ Minh Đức (2016), Nghiên cứu ảnh hưởng của các thông số công nghệ đúc lưu biến liên tục tới tổ chức và tính chất hợp kim nhôm, LATS, Đại học Bách Khoa Hà Nội.
4. Nguyễn Hồng Hải, Nguyễn Ngọc Tiến, Nguyễn Tiến Tài, Đỗ Minh Đức, Phạm Quang (2017), Đúc lưu biến (Rheocasting), chuyên khảo, Đại học Bách Khoa Hà Nội.
5. Nguyễn Tiến Tài (2015), Nghiên cứu phát triển công nghệ đúc lưu biến- áp lực (rheo-diecasting) cho hợp kim nhôm A356, LATS, Trường Đại học Bách Khoa Hà Nội.
6. Trần Việt Thắng (2009), Nghiên cứu các thông số công nghệ biến dạng tạo hình bán rắn hợp kim Al-Cu-Mg trong chế tạo vũ khí, LATS, Học viện Kỹ thuật Quân sự.

### Tiếng Anh

7. (2000), "JIS H5302 2000 japanese industrial standard", p. 10.
8. Akhlaghi F, Taghani A. (2010) Development of vibrating cooling slope (VCS) method for enhancing a globular structure in aluminum A356 alloy [C]. 12th International Conference on Aluminum Alloys Yokohama, Japan: The Japan Institute of Light Metals; pp. 1839-1844.
9. Atkinson H V, (2005), "Modelling the semisolid processing of metallic alloys", *Progress in Materials Science*, 50 (3), pp. 341-412.
10. Azeem M A. (2013), Thixoforging of Aluminum Nanocomposites Synthesized by Ultrasonic Stir Casting; Master thesis, King Fahd university of petroleum & minerals, Dhahran, SAUDI ARABIA; p. 123.
11. Aziz A M, Omar M Z, Sajuri Z, Salleh M S, (2016), "Microstructural morphology of rheocast A319 aluminium alloy", *Advances in Mechanical Engineering*, 8 (5), p. 10.
12. Birol Y, (2008), "Cooling slope casting and thixoforging of hypereutectic A390 alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, 207 (1-3), pp. 200-203.

13. Brabazon D, Browne D, Carr A, (2003), "Experimental investigation of the transient and steady state rheological behaviour of Al–Si alloys in the mushy state", *Materials Science Engineering: A*, 356 (1-2), pp. 69-80.
14. Brissing K, Young K, (2000), "Semi-solid casting machines, heating systems, properties and applications", *Die Casting Engineer*, 44 (6), pp. 34-55.
15. Cardoso Legoretta E, Atkinson H V, Jones H, (2008), "Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock I: observations with a transparent analogue", *Journal of Materials Science*, 43 (16), pp. 5448-5455.
16. Cardoso Legoretta E, Atkinson H V, Jones H, (2008), "Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock II: observations with A356 alloy", *Journal of Materials Science*, 43 (16), pp. 5456-5469.
17. Chen J, Fan Z, (2002), "Modelling of rheological behaviour of semisolid metal slurries Part 1–Theory", *Journal of Materials Science*, 18 (3), pp. 237-242.
18. Chen J, Fan Z, (2002), "Modelling of rheological behaviour of semisolid metal slurries Part 3–Transient state behaviour", *Materials Science Technology*, 18 (3), pp. 250-257.
19. Cho W G, Kang C, (2000), "Mechanical properties and their microstructure evaluation in the thixoforming process of semi-solid aluminum alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, 105 (3), pp. 269-277.
20. CIT M T, Tanabe F. (2004), New semi-solid casting of copper alloys using an inclined cooling plate. Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus; pp. 21-23.
21. Czerwinski F, (2018), "Thermomechanical Processing of Metal Feedstock for Semisolid Forming: A Review", *Metallurgical and Materials Transactions B*, 49 (6), pp. 3220-3257.
22. Da Silva M, Lemieux A, Blanchette H, Chen X G. (2008), The determination of semi-solid processing ability using a novel rheo-characterizer apparatus. *Solid State Phenomena*; pp. 343-348.
23. Dao V, Zhao S, Lin W, Zhang C, (2012), "Effect of process parameters on microstructure and mechanical properties in AlSi9Mg connecting-rod fabricated by semi-solid squeeze casting", *Materials Science and Engineering: A*, 558 pp. 95-102.
24. Das P, Dutta P, (2016), "Phase field modelling of microstructure evolution and ripening driven grain growth during cooling slope processing of A356 Al alloy", *Computational Materials Science*, 125 pp. 8-19.

25. Das P, Samanta S K, Bera S, Dutta P, (2016), "Microstructure Evolution and Rheological Behavior of Cooling Slope Processed Al-Si-Cu-Fe Alloy Slurry", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47 (5), pp. 2243-2256.
26. Das P, Samanta S K, Das R, Dutta P, (2014), "Optimization of degree of sphericity of primary phase during cooling slope casting of A356 Al alloy: Taguchi method and regression analysis", *Measurement*, 55 pp. 605-615.
27. Doutre D, Langlais J, Roy S. (2004), The SEED process for semi-solid forming. 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites; pp. 397-408.
28. Du N V, Minh P S, Minh L P, (2018), "The Thixoforming Process with Different Pressing Speed for Aluminum Material", *AETA 2017 - Recent Advances in Electrical Engineering and Related Sciences: Theory and Application*, pp. 228-241.
29. Eskin D G, Mi J, (2018), *Solidification processing of metallic alloys under external fields*, Springer, p. 323.
30. Fan Z, (2013), "Semisolid metal processing", *International Materials Reviews*, 47 (2), pp. 49-85.
31. Fan Z, Chen J, (2002), "Modelling of rheological behaviour of semisolid metal slurries Part 4–Effects of particle morphology", *Materials science technology*, 18 (3), pp. 258-267.
32. Flemings M, Riek R, (1976), "Rheocasting Processes", p. 375.
33. Flemings M, Riek R, Young K, (1976), "Rheocasting", *Materials Science Engineering*, 25, pp. 103-117.
34. Flemings M C, (1974), *Solidification Processing*, McGraw-Hill, p. 375.
35. Flemings M C, (1991), "Behavior of metal alloys in the semisolid state", *Metallurgical transactions A*, 22 (5), pp. 957-981.
36. Forn A, Vaneetveld G, Pierret J-C, Menargues S, et al, (2010), "Thixoextrusion of A357 aluminium alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20, pp. s1005-s1009.
37. Gautam S K, Mandal N, Roy H, Lohar A K, et al, (2018), "Optimization of processing parameters of cooling slope process for semi-solid casting of ADC 12 Al alloy", *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 40 (6), p. 15.
38. Gautam S K, Roy H, Lohar A K, Samanta S K, et al, (2019), "Microstructure characterization and mechanical properties of semi solid ADC12 Al alloy", *International Journal of Modern Manufacturing Technologies*, pp. 36-42.



39. Gencalp S, Saklakoglu N, (2010), "Semisolid Microstructure Evolution during Cooling Slope Casting under Vibration of A380 Aluminum Alloy", *Materials and Manufacturing Processes*, 25 (9), pp. 943-947.
40. Gencalp S, Saklakoglu N, (2012), "Effects of Low-Frequency Mechanical Vibration and Casting Temperatures on Microstructure of Semisolid AlSi8Cu3Fe Alloy", *Arabian Journal for Science and Engineering*, 37 (8), pp. 2255-2267.
41. Goodwin J W, Hughes R W, (2008), *Rheology for chemists: an introduction*, Royal Society of Chemistry, p. 290.
42. Govender G, Wilkins D, Bean R, Ivanchev L, et al, (2008), "Rheo-processing of semi-solid metal alloys: a new technology for manufacturing automotive and aerospace components: research in action", *South African Journal of Science*, 104 (7), pp. 257-259.
43. Guan R-G, Tie D, (2017), "A Review on Grain Refinement of Aluminum Alloys: Progresses, Challenges and Prospects", *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 30 (5), pp. 409-432.
44. Guan R-G, Wang X, Shang Y-Q, Tie D, et al, (2017), "Shear Model of Metal Melt Flowing on Vibration Wall and Effect of Shear Stress on Solidification Microstructure", *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 31 (6), pp. 650-658.
45. Guan R G, Cao F R, Chen L Q, Li J P, et al, (2009), "Dynamical solidification behaviors and microstructural evolution during vibrating wavelike sloping plate process", *Journal of Materials Processing Technology*, 209 (5), pp. 2592-2601.
46. Guan R G, Shen Y F, Zhao Z Y, Misra R D, (2016), "Nanoscale precipitates strengthened lanthanum-bearing Mg-3Sn-1Mn alloys through continuous rheo-rolling", *Sci Rep*, 6, p. 154.
47. Guan R G, Zhao Z Y, Chao R Z, Dong L, et al, (2013), "Boundary layer and cooling rate and microstructure formation on the cooling sloping plate", *Metals and Materials International*, 19 (5), pp. 949-957.
48. Haga T, Nakamura R, Tago R, Watari H, (2010), "Effects of casting factors of cooling slope on semisolid condition", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20, pp. s968-s972.
49. Hajihashemi M, Niroumand B, Shamanian M, (2014), "The Effect of Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Semisolid Cast Al6061", *Metallurgical and Materials Transactions B*, 46 (2), pp. 780-792.
50. Hirt G, Kopp R, (2009), *Thixoforming: Semi-solid metal processing*, John Wiley & Sons, p. 477.

51. Husain N, Ahmad A, Rashidi M, (2017), "An overview of thixoforming process", *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 257 (1), pp. 53-62.
52. Jarfors A E, Zheng J C, Chen L, Yang J, (2019), "Recent advances in commercial application of the rheometal process in china and europe", *Solid State Phenomena*, 285, pp. 405-410.
53. Jian X, Meek T, Han Q, (2006), "Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration", *Scripta Materialia*, 54 (5), pp. 893-896.
54. Jung H, Kang C, (2000), "Reheating process of cast and wrought aluminum alloys for thixoforging and their globularization mechanism", *Journal of Materials Processing Technology*, 104 (3), pp. 244-253.
55. Kaneuchi T, Shibata R, Ozawa M. (2002) Development of new semi-solid metal casting process for automotive suspension parts. Proc of the 7th Int Conf on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, edited by Y Tsutsui, M Kiuchi and K Ichikawa (Japan, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, Japan Society for Technology of Plasticity); pp. 145-150.
56. Kapranos P, (2019), "Current State of Semi-Solid Net-Shape Die Casting", *Metals*, 9 (12), pp. 1301-1314.
57. Kattamis T, Piccone T, (1991), "Rheology of semisolid Al-4.5% Cu-1.5% Mg alloy", *Materials Science Engineering: A*, 131 (2), pp. 265-272.
58. Khosravi H, Eslami-Farsani R, Askari-Paykani M, (2014), "Modeling and optimization of cooling slope process parameters for semi-solid casting of A356 Al alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24 (4), pp. 961-968.
59. Kirkwood D H, Suéry M, Kapranos P, Atkinson H V, et al, (2010), *Semi-solid processing of alloys*, Springer, p. 169.
60. Kiuchi M, Kopp R, (2002), "Mushy/Semi-Solid Metal Forming Technology – Present and Future", *CIRP Annals*, 51 (2), pp. 653-670.
61. Koeune R, (2011), *Semi-solid constitutive modeling for the numerical simulation of thixoforming processes*, PhD thesis, University of Liège, Belgium, p. 318.
62. Koeune R, Ponthot J P, (2011), "Semisolid metallic alloys constitutive modeling for the simulation of thixoforming processes", *Computational Chemistry of Solid State Materials*, pp. 205-256.
63. Koeune R, Ponthot J P, (2014), "A one phase thermomechanical model for the numerical simulation of semi-solid material behavior. Application to thixoforming", *International Journal of Plasticity*, 58, pp. 120-153.

64. Kolahdooz A, Nourouzi S, Bakhshi Jooybari M, Hosseinipour S J, (2014), "Experimental investigation of thixoforging parameters effects on the microstructure and mechanical properties of the helical gearbox cap", *Journal of Mechanical Science and Technology*, 28 (10), pp. 4257-4265.
65. Kumar S D, Ghose J, Mandal A, (2019), "Thixoforming of light-weight alloys and composites: an approach toward sustainable manufacturing", *Sustainable Engineering Products and Manufacturing Technologies*, pp. 25-43.
66. Kumar S D, Mandal A, Chakraborty M, (2014), "Cooling Slope Casting Process of Semi-solid Aluminum Alloys: A Review", *International Journal of Engineering Research Technology: IJERT*, pp. 269-283.
67. Lashkari O, Ghomashchi R, (2006), "The implication of rheological principles for characterization of semi-solid Al–Si cast billets", *Journal of materials science*, 41 (18), pp. 5958-5965.
68. Lashkari O, Ghomashchi R, (2007), "The implication of rheology in semi-solid metal processes: An overview", *Journal of materials processing technology*, 182 (1-3), pp. 229-240.
69. Lashkari O, Ghomashchi R, (2008), "Deformation behavior of semi-solid A356 Al–Si alloy at low shear rates: effect of fraction solid", *Materials Science Engineering: A*, 486 (1-2), pp. 333-340.
70. Lashkari O, Ghomashchi R, (2014), "Evolution of primary  $\alpha$ -Al particles during isothermal transformation of rheocast semi solid metal billets of A356 Al–Si alloy", *Canadian Metallurgical Quarterly*, 53 (1), pp. 47-54.
71. Lashkari O, Ghomashchi R, Ajersch F, (2007), "Deformation behavior of semi-solid A356 Al–Si alloy at low shear rates: the effect of sample size", *Materials Science Engineering: A*, 444 (1-2), pp. 198-205.
72. Li G, Lu H, Hu X, Lin F, et al, (2020), "Current Progress in Rheoforming of Wrought Aluminum Alloys: A Review", *Metals*, 10 (2), pp. 238-261.
73. Lipnicki Z, (2017), *Dynamics of Liquid Solidification*, Springer, p. 146.
74. Lipnicki Z, Weigand B, (2011), "Influence of the thermal boundary layer on the contact layer between a liquid and a cold plate in a solidification process", *Heat and Mass Transfer*, 47 (12), pp. 1629-1635.
75. Liu D, Atkinson H, Kapranos P, Jirattiticharoean W, et al, (2003), "Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys", *Materials Science Engineering: A*, 361 (1-2), pp. 213-224.
76. Liu D, Atkinson H V, Jones H, (2005), "Thermodynamic prediction of thixoformability in alloys based on the Al–Si–Cu and Al–Si–Cu–Mg systems", *Acta Materialia*, 53 (14), pp. 3807-3819.

77. Liu Y, Luo X, Li Z, (2014), "Microstructure evolution during semi-solid powder rolling and post-treatment of 7050 aluminum alloy strips", *Journal of Materials Processing Technology*, 214 (2), pp. 165-174.
78. Luo S-j, Keung W C, Kang Y-l, (2010), "Theory and application research development of semi-solid forming in China", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20 (9), pp. 1805-1814.
79. Mada M, Ajersch F, (1996), "Rheological model of semi-solid A356-SiC composite alloys. Part I: Dissociation of agglomerate structures during shear", *Materials Science Engineering: A*, 212 (1), pp. 157-170.
80. Minh Duc D, Hai N H, (2016), "Study on Rheo-Continuous Casting of Al-Si A356 (EN AC4200) Alloys", *Key Engineering Materials*, 682 pp. 220-225.
81. Modigell M, Pape L, Hufschmidt M. (2004), Kinematics of structural changes in semisolid alloys by shear and oscillation experiments. Proceedings of the Eighth International Conference on Semi-Solid Processing of Metals and Alloy, Limassol, Cyprus 2004.
82. Modigell M, Pola A, Tocci M, (2018), "Rheological Characterization of Semi-Solid Metals: A Review", *Metals*, 8 (4), pp. 245-268.
83. Mohammadi H, Ketabchi M, Kalaki A, (2010), "Microstructure Evolution of Semi-Solid 7075 Aluminum Alloy During Reheating Process", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20 (7), pp. 1256-1263.
84. Motegi T, Tanabe F. (2004), New semi-solid casting of copper alloys using an inclined cooling plate. Proc of 8th Int Conf on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Limmasol, Cyprus 2004.
85. Nafisi S, Emadi D, Ghomashchi R, (2009), "Semi solid metal processing: The fraction solid dilemma", *Materials Science and Engineering: A*, 507 (1-2), pp. 87-92.
86. Nafisi S, Ghomashchi R, (2016), *Semi-solid processing of aluminum alloys*, Springer, p. 363.
87. Nan W, Guangji S, Hanguo Y, (1990), "Rheological study of partially solidified Tin-Lead and Aluminium-Zinc alloys for stir-casting", *Materials Transactions, JIM*, 31 (8), pp. 715-722.
88. Ngo T B, Semenov A B, Semenov B I, (2019), "Thixoforming of Wrought Aluminum Alloy 1973", *Solid State Phenomena*, 285, pp. 203-209.
89. Nguyen T, Favier D, Suery M, (1994), "Theoretical and experimental study of the isothermal mechanical behaviour of alloys in the semi-solid state", *International Journal of Plasticity*, 10 (6), pp. 663-693.
90. Niedermaier F, (1998), "Horizontal continuous casting of SSM billets", *Ref*, 1 pp. 407-414.

91. Nithin A M, Davidson M J, Rao C S P, (2020), "Mechanical and Metallurgical Studies on Thixoextruded Al-Si Alloys", *Journal of Materials Engineering and Performance*, p. 12.
92. Pan Q, Findon M, Apelian D. (2004), The continuous rheoconversion process (CRP): A novel SSM approach. 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites 2004.
93. Paskevich A, Wies T, (2017), *Verified Software. Theories, Tools, and Experiments: 9th International Conference, VSTTE 2017, Heidelberg, Germany, July 22-23, 2017, Revised Selected Papers*, Springer, p. 749.
94. Perez M, Barbé J, Neda Z, Bréchet Y, et al, (2001), "Investigation of the microstructure and the rheology of semi-solid alloys by computer simulation", *Le Journal de Physique IV*, 11 (PR5), pp. 93-100.
95. Poirier D, Geiger G, (1994), "Transport Phenomena in Materials", *Processing, Metals & Materials Society, TMS, Warrendale, Pennsylvania, USA*, p. 305.
96. Poirier D R, Geiger G, (2016), *Transport phenomena in materials processing*, Springer, p. 660.
97. Pola A, Tocci M, Kapranos P, (2018), "Microstructure and Properties of Semi-Solid Aluminum Alloys: A Literature Review", *Metals*, 8 (3), pp. 181-198.
98. Quaak C J. (1996), Rheology of partially solidified aluminium alloys and composites, PhD thesis, Technische Universiteit, Delft, The Netherlands; p. 167.
99. Ritwik R, Rao A P, Dhindaw B, (2013), "Low-convection-cooling slope cast AlSi7Mg alloy: A rheological perspective", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22 (9), pp. 2487-2492.
100. Saffari S, Akhlaghi F, (2015), "New Semisolid Casting of an Al-25Wt.% Mg2Si Composite Using Vibrating Cooling Slope", *Solid State Phenomena*, 217, pp. 389-396.
101. Saklakoğlu N, Gencalp S, Kasman Ş, Saklakoğlu İ, (2011), "Formation of globular microstructure in A380 aluminum alloy by cooling slope casting", *Advanced Materials Research*, 264, pp. 272-277.
102. Semenov A B, Ngo T B, Semenov B I, (2019), "Thixoforming of Hypereutectic AlSi12Cu2NiMg Automotive Pistons", *Solid State Phenomena*, 285, pp. 446-452.
103. Shibata R, (1998), "Formation of spherical solid phase in die casting shot sleeve without any agitat", *Ref*, 1, pp. 465-470.
104. Spencer D, Mehrabian R, Flemings M C, (1972), "Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range", *Metallurgical Materials Transactions B*, 3 (7), pp. 1925-1932.

105. Uetani Y, Nagata R, Takagi H, Matsuda K, et al, (2006), "Simple manufacturing method for A7075 aluminum alloy slurry with fine granules and application to rheo-extrusion", *Solid State Phenomena*, 116 pp. 746-749.
106. Van Thuong N, Zuhailawati H, Abu Seman A, Huy T D, et al, (2015), "Effects of Processing Parameters on Microstructure Evolution of Al-7Si-Mg Alloy by Cooling Slope Casting", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24 (5), pp. 2108-2116.
107. Vieira E, Kliauga A, Ferrante M, (2004), "Microstructural evolution and rheological behaviour of aluminium alloys A356, and A356+ 0.5% Sn designed for thixocasting", *Journal of materials processing technology*, 155 pp. 1623-1628.
108. Wahlen A. (2001), Processing of aluminum alloys in the semi-solid state - Basic principles constitutive models, PhD thesis, Swiss Federal Institute of Technology Zurich; p. 126.
109. Wang X, Guan R-G, (2018), "Heat Transfer and Cooling Rate Model of Flow Melt on Vibration Wall", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71 (7), pp. 1635-1641.
110. Wang X, Guan R G, Guo N, Zhao Z Y, et al, (2016), "Metal solidification–nucleation–rate model under coupling effects of shearing flow and vibration", *Materials Science and Technology*, 32 (2), pp. 154-163.
111. Wang X, Zhao T, Tie D, Guan R G, (2014), "A Novel Process for Grain Refining and Semisolid Processing", *Materials Science Forum*, 783-786 pp. 148-154.
112. Wang Z, Ji Z, Hu M, Xu H, (2011), "Evolution of the semi-solid microstructure of ADC12 alloy in a modified SIMA process", *Materials Characterization*, 62 (10), pp. 925-930.
113. Wannasin J, Flemings C M. (2015), Process for preparing molten metals for casting at a low to zero superheat temperature: Google Patents.
114. Wannasin J, S. J, Rattanochaikul T, Flemings C M, (2008), "Development of the Gas Induced Semi-Solid Metal Process for Aluminum Die Casting Applications", *Solid State Phenomena*, pp. 97-102.
115. Winklhofer J, (2019), "Semi-Solid Casting of Aluminium from an Industrial Point of View", *Solid State Phenomena*, 285 pp. 24-30.
116. Yang X, Jing Y, Liu J, (2002), "The rheological behavior for thixocasting of semi-solid aluminum alloy (A356)", *Journal of materials processing technology*, 130, pp. 569-573.

117. Yurko J, (2004), "Semi-solid rheocasting (SSR) - Increasing the capabilities of die casting", *Die Cast Eng*, 48 (1), pp. 50-52.
118. Zhao Z Y, Guan R G, Zhang Q S, Dai C G, et al, (2013), "Temperature distribution and its influence on microstructure of alloy AZ31 during semisolid rheo-rolling process", *International Journal of Cast Metals Research*, 26 (4), pp. 247-254.
119. Zoqui E J, (2014), *Alloys for Semisolid Processing*, Elsevier, p. 169.

**PHỤ LỤC**

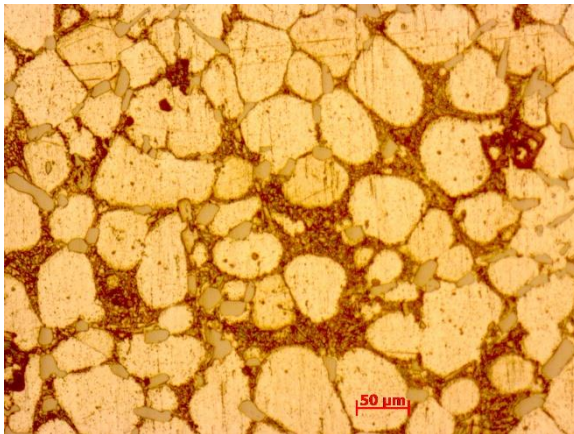


**Kết quả thực nghiệm rót đúc 20 mẫu đúc xếp theo bảng 3.3**

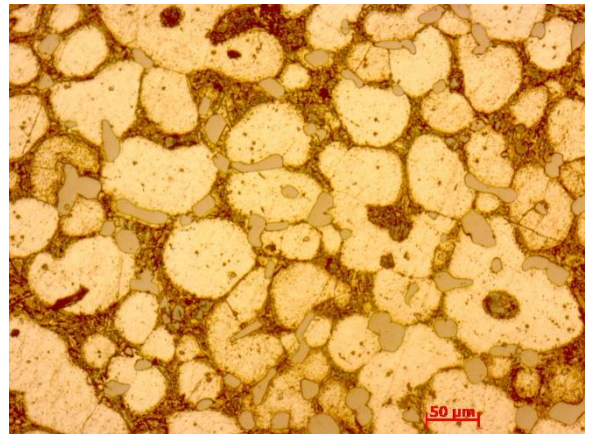
Thí nghiệm N°1 (x100)  
580 °C, 300 mm, 45 °



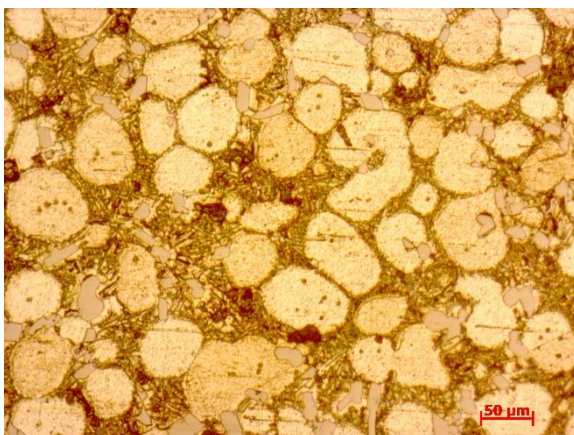
Thí nghiệm N°2 (x100)  
600 °C, 300 mm, 45 °



Thí nghiệm N°3 (x100)  
580 °C, 600 mm, 45 °



Thí nghiệm N°4 (x100)  
600 °C, 600 mm, 45 °

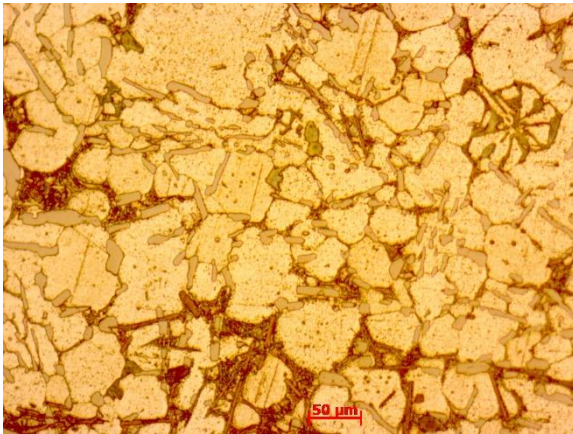


Thí nghiệm N°5 (x100)  
580 °C, 300 mm, 65 °

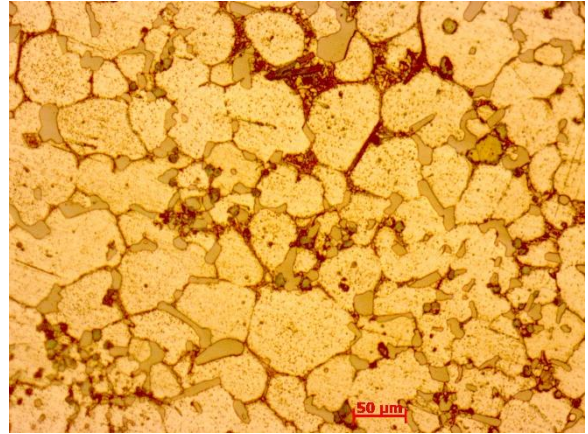


Thí nghiệm N°6 (x100)  
600 °C, 300 mm, 65 °

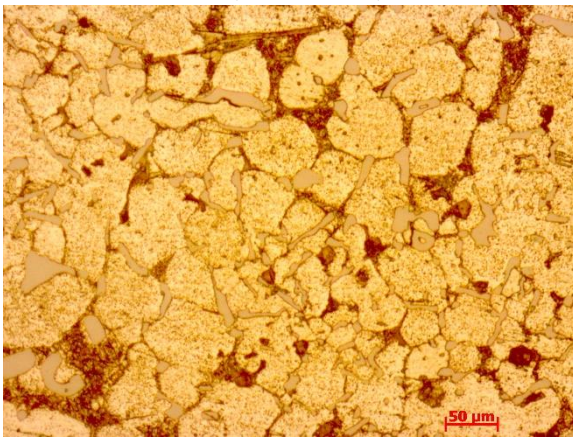




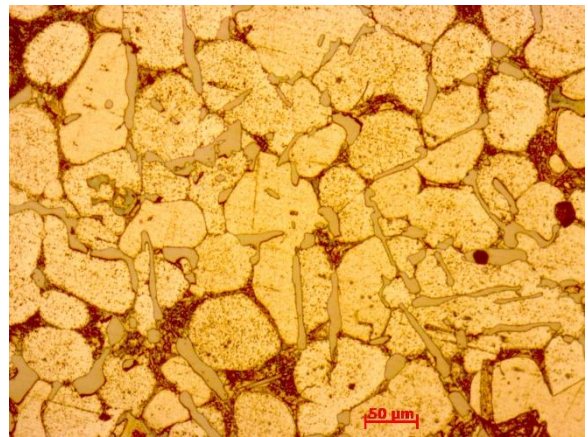
Thí nghiệm N°7 (x100)  
580 °C, 600 mm, 65 °



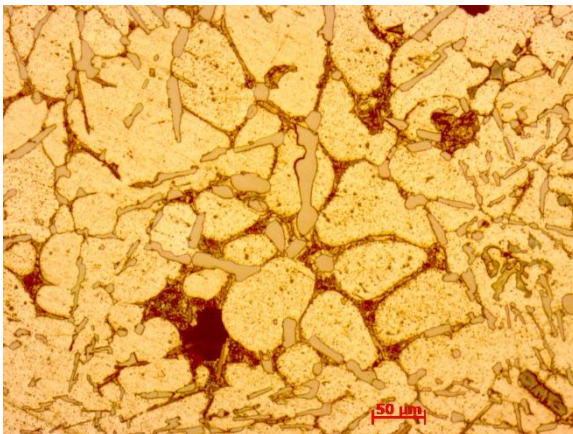
Thí nghiệm N°8 (x100)  
600 °C, 600 mm, 65 °



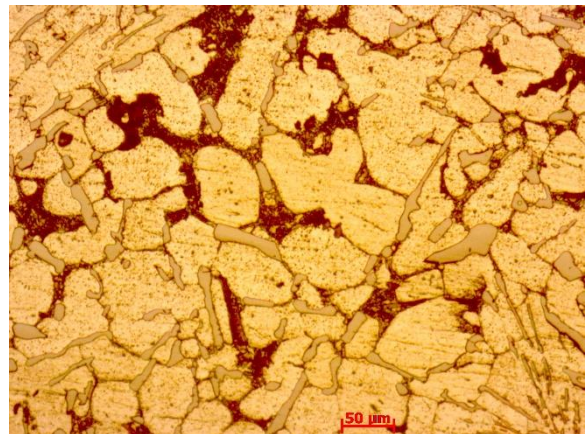
Thí nghiệm N°9 (x100)  
606 °C, 450 mm, 55 °



Thí nghiệm N°10 (x100)  
573 °C, 450 mm, 55 °

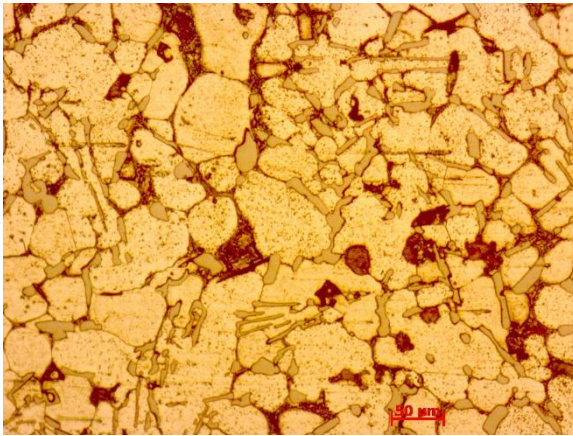


Thí nghiệm N°11 (x100)  
590 °C, 702 mm, 55 °

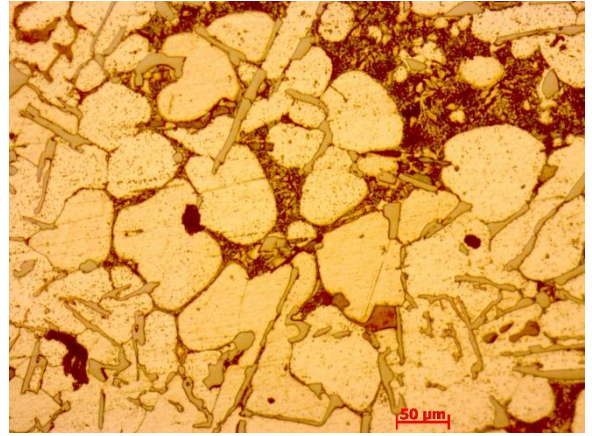


Thí nghiệm N°12 (x100)  
590 °C, 198 mm, 55 °

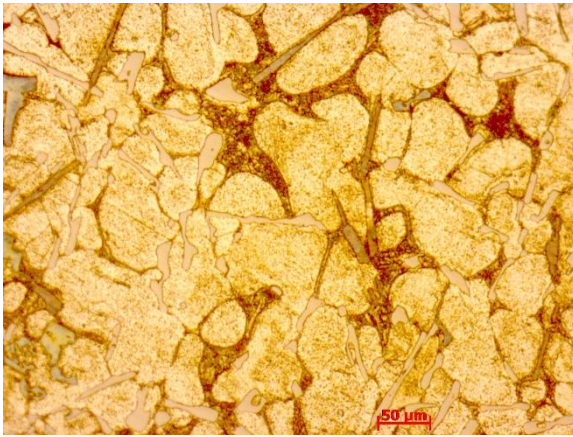




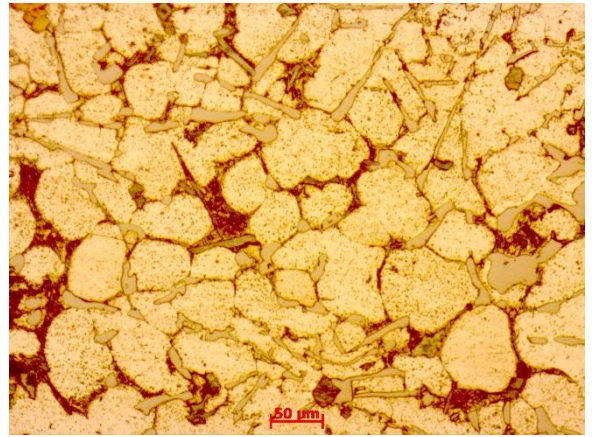
Thí nghiệm N°13 (x100)  
590 °C, 450 mm, 72 °



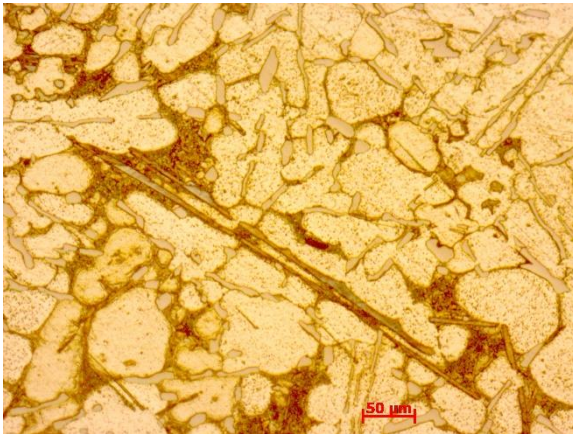
Thí nghiệm N°14 (x100)  
590 °C, 450 mm, 38 °



Thí nghiệm N°15 (x100)  
590 °C, 350 mm, 55 °



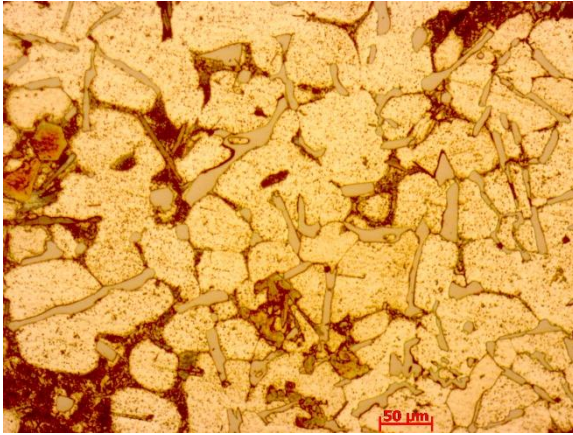
Thí nghiệm N°16 (x100)  
590 °C, 450 mm, 55 °



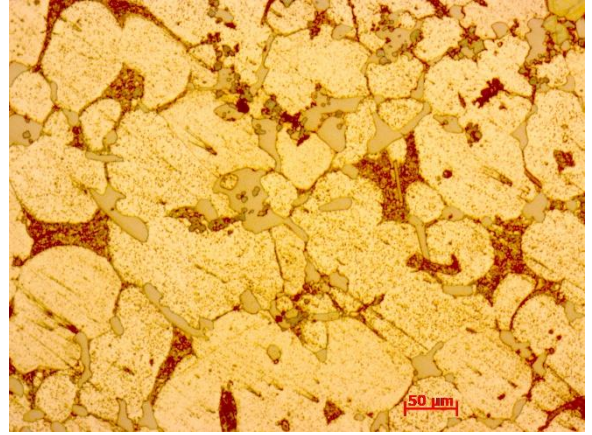
Thí nghiệm N°17 (x100)  
590 °C, 450 mm, 55 °



Thí nghiệm N°18 (x100)  
590 °C, 450 mm, 55 °



Thí nghiệm N°19 (x100)  
590 °C, 450 mm, 55 °



Thí nghiệm N°20 (x100)  
590 °C, 450 mm, 55 °